

Einfluss von Korrosion und Temperatur auf das Ermüdungsverhalten der Magnesium-Druckgusslegierung AZ91 hp

Vom Fachbereich Material- und Geowissenschaften
der Technischen Universität Darmstadt
zur Erlangung des Grades eines
Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)
genehmigte Dissertation
vorgelegt

von

Dipl.-Ing. Ralf Koch

aus

Groß-Gerau

Referent:	Prof. Dr. H. E. Exner
Korreferent:	Prof. Dr. W. Jaegermann
Tag der Einreichung:	18.02.2002
Tag der mündlichen Prüfung:	24.05.2002

Darmstadt 2002

D 17

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Literaturübersicht	3
2.1	Mechanisches Verhalten.....	3
2.2	Mechanisches Verhalten bei hohen Temperaturen.....	5
2.3	Mechanisches Verhalten bei niedrigen Temperaturen.....	7
2.4	Korrosionsverhalten.....	8
2.5	Elektrochemische Eigenschaften.....	9
2.6	Allgemeine Korrosionsreaktionen.....	11
2.7	Oberflächenfilme auf Magnesiumlegierungen.....	12
2.8	Einfluss von Legierungselementen auf das Korrosionsverhalten.....	14
2.9	Korrosionsformen.....	15
2.10	Schwingungsrissskorrosion.....	17
2.11	Spannungsrissskorrosion	19
2.12	Bewertung des Kenntnisstandes.....	20
3	Versuchsdurchführung	21
3.1	Werkstoffe und Probengeometrie.....	21
3.2	Mechanische Prüfung	23
3.3	Potentiodynamische Messungen.....	26
3.4	Metallographische Untersuchungen.....	28
4	Experimentelle Ergebnisse	29
4.1	Ausgangszustand.....	29
4.1.1	Chemische Zusammensetzung	29
4.1.2	Gefügeausbildung und Porenverteilung	29
4.1.3	Elementverteilung	32
4.1.4	Mechanische Kennwerte.....	35

4.2	Schwingende mechanische Beanspruchung.....	36
4.2.1	Zug-Druck- und Zug-Schwell-Untersuchungen.....	36
4.2.2	Einfluss einer mechanischen Bearbeitung	40
4.2.3	Einfluss von Poren auf die Biegeweichselfestigkeit	42
4.2.4	Ermüdung bei $f = 5$ Hz und $f = 50$ Hz.....	44
4.2.5	Biegeweichselfestigkeit von vorkorrodieren Proben.....	46
4.2.6	Einfluss von Frequenz und Korrosion auf die Lebensdauer	50
4.2.7	Einfluss der Temperatur auf das Ermüdungsverhalten.....	52
4.3	Untersuchungen zum Korrosionsverhalten.....	57
4.3.1	Stromdichte-Potential-Kurven an Ermüdungsproben.....	57
4.3.2	Korrosionsvorgänge bei verschiedenen Potentialen.....	58
4.4	Korrosion unter mechanischer Belastung	60
4.4.1	Auswirkungen auf die Schwingfestigkeit und das Bruchbild	60
4.4.2	Elektrochemische Untersuchungen	63
4.4.3	Zweistufenversuch.....	66
4.4.4	Statische Belastung	67
4.4.5	Korrosion unter Zugspannung.....	68
5	Diskussion	72
5.1	Ermüdungsverhalten.....	72
5.2	Temperaturabhängigkeit des Ermüdungsverhaltens.....	74
5.3	Korrosionsverhalten und Einfluss auf Lebensdauer	75
5.4	Schwingungsriß- und Spannungsrißkorrosion	77
6	Schlussfolgerung und Bedeutung für die Praxis	79
7	Zusammenfassung	81
8	Literatur	83
9	Anhang	92

1 Einleitung

Beim Einsatz von Magnesiumlegierungen im Automobilbau treten häufig mechanische Beanspruchungen auf, denen chemische Reaktionen überlagert werden. Die daraus resultierenden Schadensarten können zwar nach dem derzeitigen Stand der Kenntnisse auf Grund ihres Erscheinungsbildes weitgehend charakterisiert und klassifiziert werden, doch sind in vielen Fällen konstruktiv und wirtschaftlich vertretbare Abhilfemaßnahmen noch unbekannt. Das liegt vor allem an der Vielfalt der bei solchen Komplexbeanspruchungen ineinandergreifenden Parameter wie Werkstoffzustand (chemische Zusammensetzung, Gefüge), Oberflächenzustand des Werkstoffs, Betriebsbedingungen einschließlich Stillstandzeiten, Ab- und Anfahren einer Anlage und damit unter Umständen Durchlaufen kritischer Temperaturbereiche, Aufkonzentrierung aggressiver Medien an konstruktiv ungünstigen Stellen und örtliche Überhitzung.

Zum Studium dieser Wechselwirkungen sind Laborversuche geeignet, bei denen die verschiedenen Parameter gezielt und definiert verändert werden. Im Gegensatz zu Betriebsversuchen kann die Auswirkung jeder einzelnen Einflußgröße untersucht werden. Der Laborversuch sollte den echten Betriebsbedingungen weitgehend entsprechen, um eine Übertragbarkeit der Ergebnisse auf den praktischen Betrieb zu erleichtern oder überhaupt erst zu ermöglichen.

Die Automobilindustrie verwendet in zunehmendem Maße Magnesiumlegierungen als Leichtbauwerkstoff. Aufgrund mangelnder Kenntnisse über das Ermüdungsverhalten von Magnesiumlegierungen unter korrosiven Bedingungen werden zu Zeit hauptsächlich nicht tragende Teile (wie z. B. Abdeckungen aus Magnesiumlegierungen) gefertigt. Bei Anwendungen im Innenraum (Lenkradskelett, Sitzrahmen) sind umfangreiche Kenntnisse zum mechanischen Verhalten notwendig.

Um das Fahrzeuggewicht weiter zu reduzieren, werden auch tragende Fahrzeugkomponenten aus Magnesiumlegierungen gefertigt. Die Motivation für die Untersuchungen der vorliegenden Arbeit ist der verstärkte Einsatz konstruktiver Bauteile im Außenbereich und im Motorenraum aus der Magnesiumlegierung AZ91. Bei diesen Anwendungen wird die Magnesiumlegierung einer ständigen wechselnden mechanischen Last ausgesetzt. Speziell im Bereich des Motorenraums ist mit einem korrosiven Angriff durch Wasser und Salzwasser zu rechnen. Bestimmte Bauteile müssen vor ihrem Einsatz spanabhebend bearbeitet werden. In anderen Anwendungen werden Bauteile aus Magnesiumlegierungen so eingesetzt, wie sie aus dem Herstellungsprozess hervorgehen. Daraus ergibt sich ein unterschiedliches Korrosions- und Ermüdungsverhalten. Lebensdauerbeeinflussend sind die in diesem Einsatzgebiet (Stillstandszeit und Betrieb) typischen hohen Temperaturschwankungen von bis zu 200K.

In der vorliegenden Arbeit wird zunächst der Einfluss der im Automobilbau auftretenden Einflussgrößen auf die Lebensdauer der Magnesiumlegierung AZ91

untersucht. Weiterhin werden spezielle Korrosionsphänomene wie Lochfraß sowie insbesondere die Vorgänge bei gleichzeitiger Einwirkung einer mechanischen Beanspruchung (Spannungsriß- und Schwingungsrissskorrosion) aufgezeigt.

Das Ermüdungsverhalten der Magnesiumlegierung AZ91 und die zum Versagen eines Bauteils führenden Ursachen sollen qualitativ und quantitativ beschrieben werden. Des weiteren wird der Einfluss der Korrosion, der mechanischen Bearbeitung, des Gefügezustands und der Temperatur auf die Lebensdauer untersucht.

2 Literaturübersicht

In zunehmendem Maße werden Magnesiumlegierungen als Konstruktionswerkstoffe eingesetzt. Hinsichtlich der Verarbeitung von Magnesiumlegierungen steht der Druckguss deutlich im Vordergrund, da sich hier die Vorteile bei der Verarbeitung gegenüber Aluminium und Zink sehr gut nutzen lassen. Die geringere Gießtemperatur (je nach Legierung zwischen 650-680°C) und der geringe Energiebedarf für das Aufschmelzen sind hier von Vorteil. Somit halten Bauteile aus Druckgusslegierungen, die im Kaltkammerverfahren hergestellt wurden, besonders im Automobilbau mehr und mehr Einzug.

Beim Kaltkammerverfahren wird das flüssige Metall in die kalte Gießkammer gefördert (Fink (2000)). Bei der industriellen Serienfertigung erfolgt die Füllphase der Gussform außerordentlich schnell. Dies kann zu einer turbulenten Strömung beim Füllen der Form und dem dadurch bedingten Einschluss von Luft und Trennmittelresten im Gefüge führen (Kainer (2000)). Somit ist das Auftreten hoher Porosität begünstigt. Durch die unterschiedlich schnelle Abkühlung in äußeren und inneren Zonen kommt es außerdem zu unterschiedlich schnellen Schrumpfungen, was sich anschließend durch Lunker im Gefüge bemerkbar macht. Eine nachfolgende Wärmebehandlung führt zu keiner wesentlichen Verbesserung der Werkstoffeigenschaften (Kainer (2000)).

Magnesiumlegierungen werden heute fast überall nach ASTM-Norm (American Society for Testing Materials) gekennzeichnet. Dabei werden zuerst zwei Buchstaben verwendet, welche die Hauptelemente kennzeichnen (z.B. A für Aluminium), gefolgt von deren gerundetem Gehalt in Gewichtsprozent. Im Anhang sind in Tabelle 9.1 die Abkürzungen der Legierungselemente zusammengefasst. Nachgestellt können weitere Buchstaben folgen, welche die Entwicklungsstufe oder den Reinheitsgrad der Legierung kennzeichnen. Bei der Legierung AZ91 D handelt es sich beispielsweise um eine Magnesiumlegierung mit 9 Gew. % Aluminium und 1 Gew. % Zink in der vierten Entwicklungsstufe. Die entsprechende DIN-Bezeichnung wäre MgAl9Zn1.

2.1 Mechanisches Verhalten

Seit Ende der 90er Jahre ist ein deutlicher Anstieg der Publikationen auf dem Gebiet der Ermüdungsfestigkeitsuntersuchungen von Magnesiumlegierungen zu verzeichnen. Nach den klassischen Vorstellungen über das Eintreten der Werkstoffermüdung und die Entstehung von Dauerbrüchen (Späth (1955), Matting und Jacoby (1962), Kravchenko (1964), Schwalbe (1980)) finden vor der eigentlichen Anrissbildung in den einzelnen Kristalliten Gleitvorgänge durch die Bildung und Wanderung von Versetzungen statt. Maßnahmen, die diese Gleitung verhindern oder zumindest hemmen (wie z.B. eine Kaltverfestigung zur Blockierung weiterer Gleitvorgänge oder das Einbringen von Druckeigenspannungen in den Werkstoff zum Abbau von Last-Zug-Spannungsspitzen) tragen zur Erhöhung der Dauerfestigkeit bei, was durch

zahlreiche Arbeiten z.B. an Stahl (Papschew (1961), Steinberg (1960) und Speckhardt (1967)) beschrieben wird.

Es ist z.B. schon längere Zeit bekannt, dass während einer Wechselbeanspruchung je nach deren Höhe und Dauer im Werkstoff elastische, gemischt elastisch-plastische und plastische Verformungsvorgänge stattfinden können, die zu Veränderungen im Kristall- und Gefügezustand, zu Rissbildung und zu Änderung u. a. der mechanischen Eigenschaften führen können (Schwalbe (1980)). Dabei treten Ver- und Entfestigungsvorgänge nebeneinander auf und wirken einander entgegen. Ihr jeweiliger Einfluss hängt von Werkstoff und Beanspruchungsbedingungen ab. Der reine Dauerversuch erlaubt daher nur eine Aussage über die Wirkung der Gesamteinflüsse einer Probenbearbeitung auf das Werkstoffverhalten.

Ermüdungsrisse bilden sich in Metallen an Gleitbändern, die sich durch schwingende Beanspruchung in für die Rissbildung günstig orientierten Körnern ausbilden (ASM Handbook (1996), Detert und Lenczowski (1993)). In Gusswerkstoffen wirkt sich außerdem die Defektverteilung und -größe auf die Ermüdungseigenschaften aus (Radaj (1995)). Das Rissausbreitungsverhalten hängt von Gefüge und Umgebungsmedium ab (ASM Handbook (1996)).

Über das Ermüdungsverhalten von Magnesiumlegierungen existieren nur wenige Daten und Ergebnisse. Auch zu Dauerfestigkeit und Betriebsfestigkeit liegen nur wenige Daten vor (Kobayashi et al. (1997), Eliezer et al. (1998)). Die meisten veröffentlichten Daten stammen aus Umlaufbiegeversuchen oder Versuchen unter axialer Belastung bei einem Spannungsverhältnis von $R=0,1$. Es konnte kein Vergleich der Ermüdungseigenschaften unter verschiedenen Belastungsarten in der Literatur gefunden werden. Viele der vorliegenden Ergebnisse, wie sie z.B. in ASM Metals Handbook (1979) zusammengetragen wurden, sind kaum für Auslegungen bzw. Berechnungen verwertbar, da die untersuchten Legierungen nicht den heute üblichen Qualitäten (high purity) entsprechen bzw. mit anderen Herstellungsverfahren (Sandguss) und damit anderen mechanischen Eigenschaften hergestellt wurden.

Durch Verwendung von Squeeze-Casting (Pressguss) können verbesserte, homogene mechanische Eigenschaften erhalten werden. Insbesondere die Ermüdungseigenschaften werden durch den homogenen, isotropen, nahezu fehlerfreien Gefügebau verbessert (Kainer und Böhm (1995)). Das direkte Squeeze-Casting ist besonders geeignet, da der Druck während des gesamten Erstarrungsprozesses auf das Gussstück einwirkt. Im Gegensatz zum Druckguss enthalten die Gussstücke keine Luftblasen. Ein Nachteil könnte der Einschluss von Oxidhäuten beim Vergießen sein (Kainer und Böhm (1995)), was aber auch bei Druckguss nicht ausgeschlossen werden kann (Kainer und von Buch (2000)).

In der Arbeit Mayer et al. (1997) sind Wöhlerkurven für Zug-Druck-Beanspruchungen ($R = -1$) der Druckgusslegierung AZ91 hp, AS21 hp und AM60 hp bei Raumtemperatur angegeben. Die Untersuchungen wurden auf einem Hochfrequenz-Resonanzpulser (20 kHz) durchgeführt. Es zeigte sich, dass die untersuchten Legierungen klar definierte Dauerfestigkeiten (Grenzlastspielzahl

10^9) besitzen. Für die Legierung AZ91 wurde bei Raumtemperatur eine maximale Spannungsamplitude von $\sigma_a = 38$ MPa gefunden. Die aus Stufenplatten herausgearbeiteten Proben zeigten Poren und Lunker, die für die geringen Festigkeiten verantwortlich gemacht werden. Der Einfluss der Entnahmestelle auf das Gefüge und somit auf die Festigkeitseigenschaften der Probekörper wird hier deutlich. Im Vergleich zu ASM Metals Handbook (1979) zeigt sich eine um ca. 100% höhere Dauerfestigkeit. Auch in Schindlbacher und Rösch (1998) wurden Stufenplatten für Untersuchungen an Proben aus AZ91 hp verwendet. Die gefundene maximale Spannungsamplitude bei Raumtemperatur beträgt $\sigma_a = 41$ MPa.

Beste et al. (1998) untersuchte den Einfluss zwischen langsamer (50 Hz) und schneller (20 kHz) Schwingbeanspruchung (Zug-Druck) von AZ91 hp (Niederdruckguss). Die untersuchten Probekörper wurden aus einer sich im Entwicklungsstadium befindlichen Radfelge herausgearbeitet. Dabei wurde festgestellt, dass die Beanspruchungsfrequenz keinen Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften hat. Es wurde kein Abknicken der Zeitstandsfestigkeitsgerade im Wöhlerschaubild und damit keine Dauerfestigkeit ermittelt.

Mit Hilfe von Umlaufbiegeuntersuchungen ermitteln Eliezer et al. (2000) für AZ91 hp eine Dauerfestigkeit an Luft von 130 MPa für eine Grenzspielzahl von $2 \cdot 10^7$ Lastwechsel. Bei den Probekörpern handelt es sich um speziell für diese Untersuchung auf einer Kaltkammerdruckgussmaschine produzierte Proben. Witt et al. (2000) führten Dauerfestigkeitsuntersuchungen an Bauteilen aus Aluminium und Magnesium durch. Eine geometrieunabhängige Beurteilung der Ergebnisse ist auf Grund von fehlenden Angaben nicht möglich. Regener et al. (1999) beschäftigt sich mit dem Rissfortschritt in AZ91 hp. Hierbei wird gezeigt, dass das hohe Poren- und Lunkervolumen als Rissursprung dient.

In allen Arbeiten wird deutlich, dass die Gussqualität stark schwankt. Durch den Einfluss des Poren bzw. Lunkervolumens der Druckgusslegierungen kommt es zu großen Unterschieden bei den ermittelten Festigkeitskennwerten der Legierungen. Ein Vergleich ist somit nur schwer bzw. überhaupt nicht möglich.

2.2 Mechanisches Verhalten bei hohen Temperaturen

Ermüdungsversuche bei hohen Temperaturen sind in der Arbeit Mayer et al. (1997) beschrieben. Die Untersuchungen wurden auf einem Hochfrequenz-Resonanzpulser durchgeführt und ergaben bei 125°C eine Dauerfestigkeit (maximal ertragbaren Spannungsamplitude für 10^9 Lastwechsel) für 33,5 MPa.

Viele in der zugänglichen Literatur beschriebene Untersuchungen behandeln das Kriechen von Magnesiumlegierungen. Die mangelnde Festigkeit und Langzeitstabilität bei erhöhten Temperaturen stellt häufig einen limitierenden Faktor für die Anwendung von Magnesiumlegierungen z.B. im Aggregatbereich dar. In der Vergangenheit zielten die Untersuchungen in erster Linie darauf ab, verschiedene Legierungen qualitativ zu vergleichen. In den letzten Jahren wurde

dazu übergegangen, als Grundlage für die Legierungs- und Verfahrensoptimierung die wirkenden Kriechmechanismen zu erfassen.

In Lövd (1977) wurde das primäre Kriechen der Legierungen AZ81, AS41 und AS21 bei Temperaturen von 100-150 °C und Spannungen zwischen 34 und 67 MPa eingehender untersucht, wobei sich zeigt, dass die Si-haltigen Legierungen gegenüber der AZ-Reihe deutlich überlegen sind. Es ergab sich eine temperatur- und spannungsunabhängige Aktivierungsenergie von ca. 37 kJ/mol und ein Spannungsexponent von $n = 2,6$ für alle Legierungen.

In Aune und Ruden (1992) wurden diese Untersuchungen um die Legierungen AE41 und AE42 erweitert. In dieser Arbeit und in späteren Untersuchungen wurde die Überlegenheit der AE-Serie gegenüber der AZ-Serie bestätigt (Chen et al. (1997)). In Summan (1991) wurde aus Versuchen zum Kriechen der Legierungen AZ91 und AM60 gefolgert, dass für eine Temperatur von $T < 100^\circ\text{C}$ und einer Spannung von $\sigma < 25\text{MPa}$ kein thermisch aktiviertes Kriechen, sondern nur logarithmisches Kriechen auftritt. In Threadgill und Mordike (1976) wurde die Legierung AZ61 im T6-Zustand unter besonderer Berücksichtigung innerer Spannungen untersucht. Bei 200°C ergaben sich Spannungsexponenten $n = 4$ für $\sigma < 100\text{MPa}$ und $n = 10$ für $\sigma > 100\text{MPa}$.

Ähnliche Ergebnisse ergaben Untersuchungen in Miller (1991) an AZ91 bei Raumtemperatur, hier wurde ein Spannungsexponent von $n = 4,6$ ermittelt. Als Mechanismus wurde diffusionskontrolliertes Klettern von Versetzungen vorgeschlagen. In Gjestland et al. (1991) wurde der Einfluss extrem kleiner Korngrößen auf das Kriechverhalten der Legierung AZ91 untersucht. Es zeigte sich, dass die Kriechrate der AZ91 RS um zwei Zehnerpotenzen größer war als die entsprechende Gusslegierung, was auf das sehr feine Korn zurückgeführt wurde (ca. $1,5\text{ }\mu\text{m}$ gegenüber $11,6\text{ }\mu\text{m}$); hieraus ergibt sich ein Spannungsexponent von $n = 2$, der einen Hinweis auf Korngrenzgleiten gibt.

Eine Zugabe von Ca zu AZ91 RS führte zu einer deutlich verbesserten Kriechbeständigkeit in der Größenordnung der gegossenen Legierungen. Der Nachweis sehr feiner, bei 150°C stabiler AlCa-Ausscheidungen wirkt hier als Hindernis für die Versetzungsbewegung im Korn und minimiert das Korngrenzgleiten.

Von Mordike und Lukac (1997) wurden neue Untersuchungen an der Legierung AZ91 (hergestellt mit verschiedenen Verfahren) mit Ergebnissen anderer Autoren verglichen. Aus den nahezu identischen n -Werten wurde gefolgert, dass die Bewegung von Versetzungen auf der Basisebene der Magnesiumkristalle den geschwindigkeitskontrollierenden Schritt darstellt, wobei Ausscheidungen, die nicht geschnitten werden können, als Hindernisse wirken. Dargusch et al. (1997) zweifeln den häufig vorgeschlagene Mechanismus des Erweichens der $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ -Phase auf den Korngrenzen als limitierenden Faktor für die Kriechbeständigkeit der Legierung AZ91 an. Begründet wurde dies damit, dass ein Erweichen erst ab ca. 260°C zu beobachten ist und sich eine Wärmebehandlung positiv auf das Kriechverhalten auswirkt, obwohl dadurch der Gehalt der intermetallischen Phase erhöht wird. Anhand der Untersuchungen wurde die Vermutung geäußert, dass

die Kriechbeständigkeit durch eine vermehrte Porenbildung im Material (Wachstum herstellungsbedingter Poren und Porenbildung an der α/β -Grenzfläche) verursacht wird, die elektronenoptisch nachgewiesen wurden. Mikrostruktur-Untersuchungen zeigten, dass ausgeprägtes Basisgleiten (bei hohen Verformungsraten zusätzlich Zwillingsbildung) auftritt und das Korngrenzengleiten eine untergeordnete Rolle spielt. Diese These wurde u.a. von Gutmann et al. (1997) sowie Regev et al. (1997) gestützt.

In weiterführenden Arbeiten (Dargusch (1998)) wurde die Wirkung der verschiedenen Gefügebestandteile näher beleuchtet. Aufgrund kleiner ermittelter Aktivierungsenergien ($Q = 30 - 45 \text{ kJ/mol}$) bei kleinen Spannungen wird angenommen, dass der Grund in der diskontinuierlichen Ausscheidung von β in übersättigten α -Mischkristallen (mit etwa gleichen Aktivierungsenergien) liegt. Die Ausscheidung ist verbunden mit der Wanderung von Großwinkelkorngrenzen, welche dann das Korngrenzengleiten unterstützt (in diesem Bereich ist $n = 2$). Die Legierungen AS21 und AE42 sind kriechbeständiger, weil sie einerseits weniger Al enthalten und somit deutlich weniger Ausscheidungsvorgänge eintreten, zudem verhindern MgSi- bzw. Al₄RE-Ausscheidungen das Korngrenzengleiten. Bei höheren Spannungen ist dann der Mechanismus mit dem höheren n -Wert, nämlich das Klettern von Versetzungen, geschwindigkeitsbestimmend.

Die Angaben verschiedener Autoren differieren zum Teil erheblich, was u.a. auf die verschiedenen Herstellungsparameter zurückzuführen sein dürfte. Uneinigkeit herrscht zudem bezüglich der wirkenden Mechanismen. Trotzdem ist eine Einschätzung der verschiedenen Legierungen durchaus möglich und es wird als sicher angesehen, dass der Volumenanteil und die Verteilung der Mg₁₇Al₁₂-Ausscheidungen einen großen Einfluss auf das Kriechverhalten der Legierungen haben und sich zusätzliche thermisch stabilere Ausscheidungen in den AS- bzw. AE-Legierungen positiv auf die Kriechbeständigkeit auswirken.

In der Arbeit Mayer et al. (1997) werden Wöhlerkurven für Zug-Druck-Beanspruchungen ($R = -1$) der Druckgusslegierung bei 125°C beschrieben. Es zeigte sich, dass die untersuchten Legierungen klar definierte Dauerfestigkeiten (Grenzlastspielzahl 10^9) besitzen. Für die Legierung AZ91 beträgt die maximal ertragbare Spannungsamplitude bei einer Temperatur von $T = 125^\circ\text{C}$ $\sigma_a = 33,5\text{MPa}$.

2.3 Mechanisches Verhalten bei niedrigen Temperaturen

Für einige Magnesiumlegierungen sind in ASM Speciality Handbook (1999) Daten zu mechanischen Eigenschaften (Zugfestigkeit, und Bruchdehnung bei Temperaturen unterhalb Raumtemperatur) zusammengefasst. Die Werte für die Magnesiumlegierung AZ91 sind in Tabelle 2.1a aufgetragen. Aune und Westengen (1995) ermitteln im Zugversuch für die Legierung AZ91 die in Tabelle 2.1b zusammengefassten Festigkeitswerte.

Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten der Magnesiumlegierung AZ91 bei Temperaturen unterhalb Raumtemperatur wurden nicht gefunden.

Temperatur [°C]	Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Bruchdehnung [%]
-196	180	310	1,7
-78	150	305	5,1
24	132	290	6,3

Tabelle 2.1a Mechanische Eigenschaften nach ASM Speciality Handbook (1999).

Temperatur [°C]	E-Modul [GPa]	Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Bruchdehnung [%]
-50	43,9	201	245	3,9
-20	43,7	198	240	4,8

Tabelle 2.1b Mechanische Eigenschaften nach Aune und Westengen (1995).

Tabelle 2.1 Mechanische Eigenschaften der Legierung AZ91 bei unterschiedlichen Temperaturen.

2.4 Korrosionsverhalten

Die Korrosivität von Magnesiumlegierungen wird durch die Korrosionsreaktion der einzelnen Phasen der Legierung bestimmt (Song und Atrons (1999)). Die Reaktionen von reinem Magnesium sind hierbei als Grundlage für das Verständnis der Korrosionsvorgänge von Magnesiumlegierungen von besonderem Interesse.

Der Gebrauch von Magnesium als Konstruktionswerkstoff ist durch die hohe Korrosionsneigung eingeschränkt (Makar und Kruger (1988)). Der Korrosionswiderstand kann durch die konstruktive Gestaltung beeinflusst werden, indem z.B. Elektrolytsammelmulden vermieden oder Abflöcher vorgesehen werden (Olsen (1987)).

Es gibt im Wesentlichen zwei Gründe für die relativ geringe Korrosionsbeständigkeit von Magnesiumlegierungen (Makar und Kruger (1990)): In Elektrolyten kommt es zum einen zu interner galvanischer Korrosion durch eine zweite edlere Phase oder Einschlüsse, zum anderen ist der passivierende Hydroxidfilm auf Magnesium sehr viel weniger stabil als die Passivfilme auf Aluminium oder rostfreiem Stahl.

Im Gebrauch weist Magnesium an Normalatmosphäre einen guten Korrosionswiderstand auf (Beck (1939)) und gilt in schwefelhaltigen Gasen oder Flusssäure als eines der beständigsten Metalle (Makar (1993)). Ein starker Korrosionsangriff wird schon bei mittlerem pH-Wert des Elektrolyten (wie z.B. Meerwasser) beobachtet. Mg-Legierungen sind gegen Lösungen, die Chloride, Sulfate oder Nitrate enthalten, nicht stabil, da diese Anionen mit Magnesium lösliche Salze bilden (Mitrovic-Scepanovic (1992)).

Der natürliche Oxidfilm auf der Oberfläche von Magnesiumlegierungen schützt gegen Korrosion in normaler Atmosphäre. Die Korrosionsbeständigkeit von Magnesiumlegierungen ist besser als die von Stahl, sogar in maritimer Umgebung (Murray (1990), ASM Metals Handbook (1961), Makar und Kruger (1993) und Lunder et al. (1989)). Die Korrosionsbeständigkeit von Magnesiumlegierungen liegt zwischen der von Aluminium und Stahl. In einigen Fällen weisen Magnesiumlegierungen sogar bessere Korrosionsbeständigkeiten auf als Aluminiumlegierungen. Nicht zu vernachlässigen ist aber die Empfindlichkeit von Magnesiumlegierungen gegenüber Korrosion in einem chloridionenhaltigen Medium (Lunder et al. (1989)) in praktischen Anwendungen. Die Druckgusslegierung AZ91 hat im Salzsprühnebeltest im Vergleich zu Stahl und Aluminium gute Korrosionsbeständigkeit (Hillis (1983)). Die hochreinen (high purity) Magnesiumlegierungen, z.B. AZ91 E, haben eine Salzwasser-Korrosionsbeständigkeit, die 10 bis 100 mal besser ist als die der Legierung mit Standardreinheit. Im Vergleich zu Stahl ist die Korrosionsbeständigkeit besser und zur Aluminiumdruckgusslegierung 380 gleich (Reichek et al. (1985)).

2.5 Elektrochemische Eigenschaften

Abbildung 2.1 zeigt das Pourbaix-Diagramm von Magnesium (Pourbaix (1974)). Magnesium hat das niedrigste Standardpotential von allen Konstruktionsmetallen. Bei 25°C hat Magnesium (Mg^{2+}/Mg) ein Standardpotential von $U_n = -2,37\text{V}$ in Kontakt mit einer Lösung, die zweiwertige Magnesiumionen enthält (ASTM Metals Handbook (1987), Makar und Kruger (1993)).

In verdünnten chloridhaltigen Lösungen beträgt das freie Korrosionspotential von Magnesium $U_R = -1,7\text{ V}$. In Tabelle 2.2 sind einige Potentiale von Konstruktionswerkstoffen zusammengefasst (Haferkamp et al. (2000)). Die Differenz zwischen theoretischem Standardpotential und freiem Korrosionspotential ist durch die Ausbildung eines Oberflächenfilms von $\text{Mg}(\text{OH})_2$ oder MgO begründet (Makar und Kruger (1993), Robinson und King (1961), Huber (1953)).

Metall	Potential [V vs. SCE]
Magnesium	-1,73
Mg-Legierungen	-1,67
AlSi12	-0,83
Kupfer	-0,22
Verzinkter Stahl	-1,14
Stahl	-0,78
Chromstahl, passiv	-0,13

Tabelle 2.2

Freie Korrosionspotentiale in 3 bis 6% NaCl-Lösung (Haferkamp et al. (2000)).

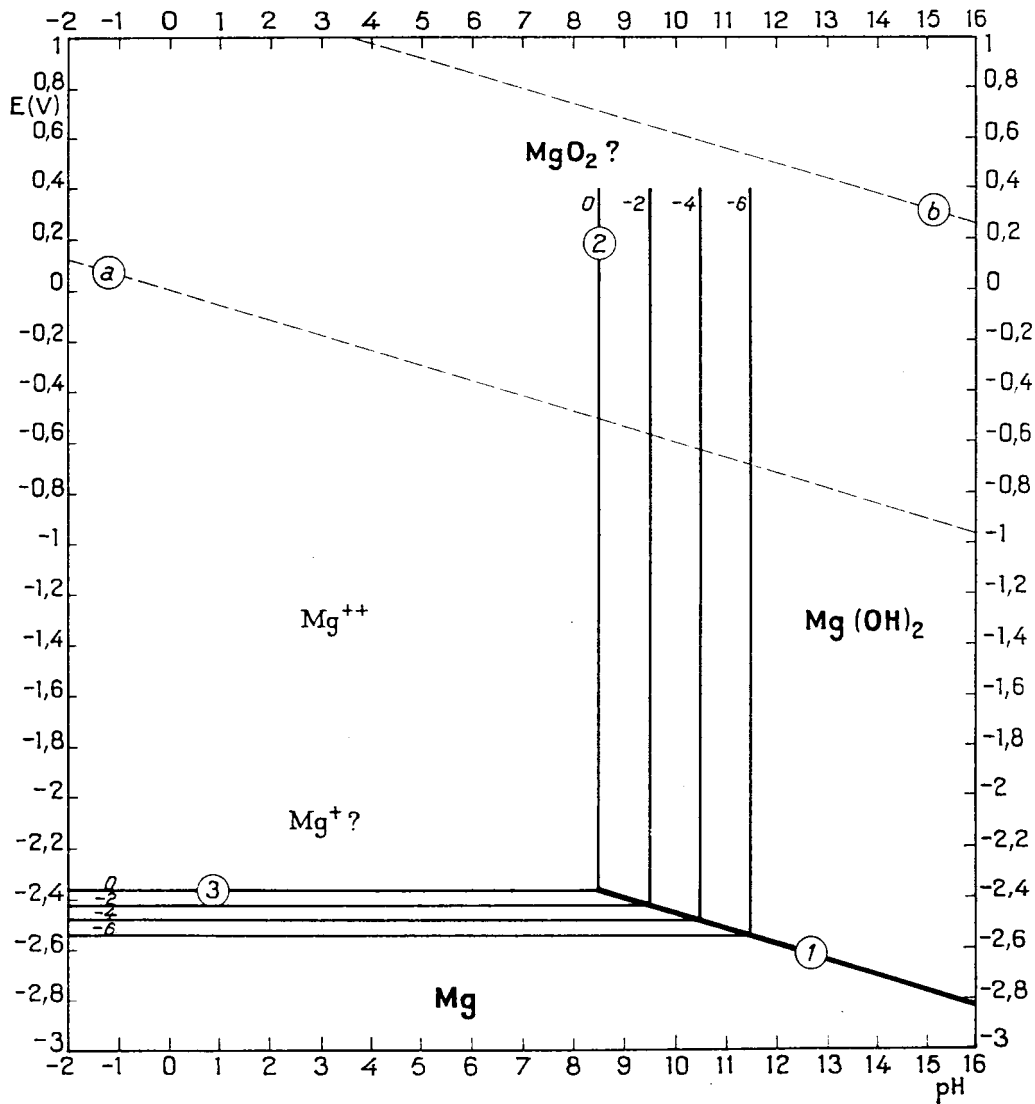


Abbildung 2.1 Pourbaix-Diagramm für Magnesium nach Pourbaix (1974).

Mg-Legierungen können erst ab einem pH-Wert von 11,5 Deckschichten ausbilden, so dass für einen technisch relevanten Bereich von z.B. pH 4,5-8,5, (Stabilitätsbereich von Aluminiumdeckschichten) keine Schutzschicht vorliegt (Haferkamp et al. (1998), Pourbaix (1974)). Bei hohen pH-Werten (pH > 9) bildet sich ein dicker weißer $Mg(OH)_2$ -Film auf der Oberfläche (Hoey und Cohen (1958)).

Song und Atrons (1999) zeigen in einer Studie über das Polarisationsverhalten von reinem Magnesium in HCl und H_2SO_4 , dass auf der Oberfläche von Magnesium verschiedene Reaktionen gleichzeitig ablaufen können.

2.6 Allgemeine Korrosionsreaktionen

Die Auflösung von Magnesium in wässrigen Medien wird grundsätzlich von einer elektrochemischen Reaktion mit Wasser bestimmt, wobei als Produkte Magnesiumhydroxid und Wasserstoff entstehen, so dass die Magnesiumkorrosion nicht sensibel auf die Sauerstoffkonzentration reagiert (Makar und Kruger (1993), Makar und Kruger (1990)). Allerdings ist die Anwesenheit von Sauerstoff ein wichtiger Faktor bei der atmosphärischen Korrosion. Der Korrosionsangriff in wässrigen Umgebungen beruht auf der Bildung von mikrogalvanischen Elementen aus anodischen und kathodischen Bereichen (Lunder et al. (1993)). Die Korrosionsmechanismen von Magnesium, vor allem die der anodischen Teilreaktion in wässrigen Medien, sind bis heute nicht vollständig geklärt (Song und Atrens (1999)). Nach Makar und Kruger (1993) setzt sich die Gesamtreaktion aus mehreren Teilreaktionen zusammen:



Anodenreaktion:



Kathodenreaktion:



Das Magnesiumion und das Hydroxidion reagieren weiter:



Makar und Kruger (1990), sowie Hoey und Cohen (1958) vermuten, dass die anodische Reaktion (Gleichung 2.2) in mehreren Schritten abläuft, welche das einwertige Magnesiumion (Mg^+) bilden, das eine sehr kurze Lebensdauer hat. Einen Nachweis erbringt keiner der Autor und die Existenz von Mg^+ muss aus energetischen Gründen angezweifelt werden. Der Reduktionsprozess von Wasserstoffionen und der Wasserstoffüberspannung der kathodischen Phase spielen eine wichtige Rolle. Kathoden mit niedriger Überspannung erleichtern die Wasserstoffbildung und führen zu einer hohen Korrosionsrate. Dabei können unter Umständen jedoch mehrere (kurzlebige) Übergangszustände und/oder Zwischenstufen durchlaufen werden ((Wang (1997))).

Song et al. (1998) und (1999) zeigen, dass bei der anodischen Auflösung von Mg-Al-Zn-Legierungen wenig Aluminium und kein Zink in der Lösung zu finden sind. Dies zeigt, dass bei Magnesiumlegierungen die oben genannten vier Gesamtreaktionen für den Korrosionsprozess verantwortlich sind. Es ist allerdings nicht auszuschließen, dass Elemente wie Aluminium und Zink die Reaktionen beeinflussen. Der Auflösungsprozess kann bis zu 70 % von intermetallischer Korrosion dominiert sein (Wang (1997)), so dass ein kathodischer

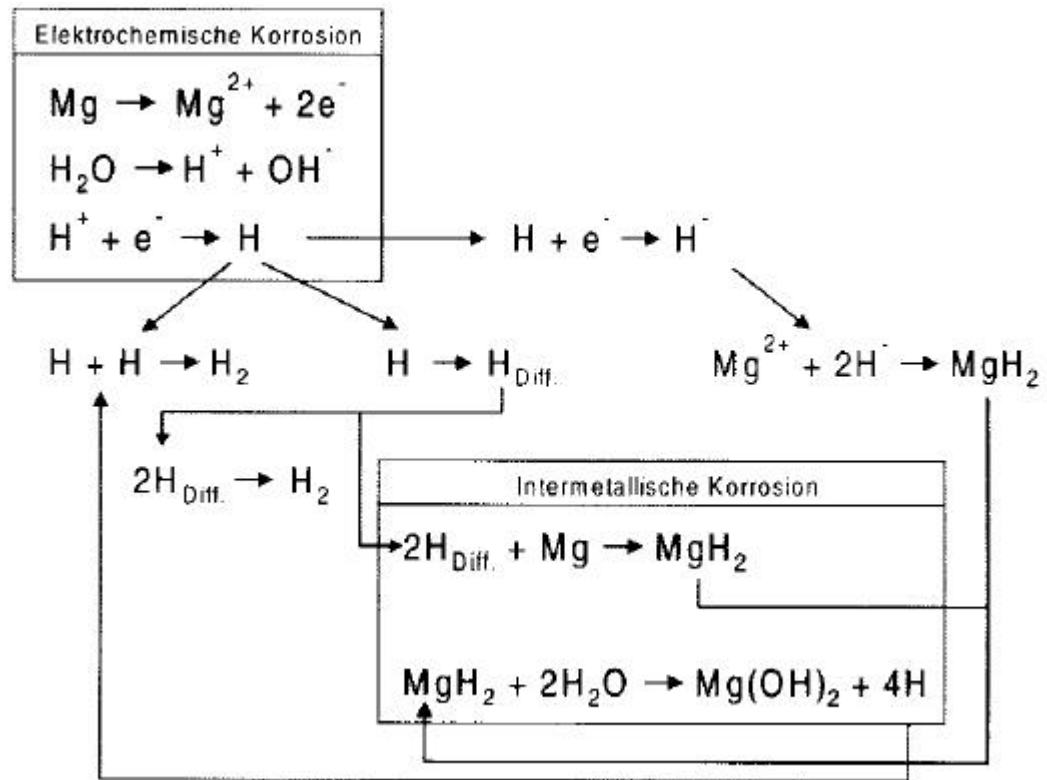


Abbildung 2.2 Intermetallische Korrosion von Magnesium (Wang (1997)).

Korrosionsschutz ineffektiv bleibt. Die intermetallische Korrosion, die auch als anomale Selbstauflösung bezeichnet wird (Nazarov (1993)), geht aus der elektrochemischen Korrosion hervor und läuft ohne messbaren Außenstrom parallel ab (Abbildung 2.2).

2.7 Oberflächenfilme auf Magnesiumlegierungen

In vielen Fällen ist die Korrosion von Metallen durch die Charakteristik ihrer Oberflächenfilme bestimmt (Makar und Kruger (1993)). Allerdings ist die Natur des Oberflächenfilms auf Magnesium bis heute nicht richtig verstanden (ASM Metals Handbook (1987)). Es wird angenommen, dass der Schutzfilm auf Magnesium in den meisten Lösungen bzw. Umgebungen aus Mg(OH)_2 als Hauptkomponente gebildet ist. Der Film wird allgemein als kristallin angesehen (ASM Metals Handbook (1987), Hanawalt (1942)). Magnesiumhydroxidschichten haben eine Dicke von einigen 10nm. Sie sind aber auf Grund leichter Spaltbarkeit ihres Gitters nicht sehr stabil und werden z.B. durch chlorid- oder sulfathaltige Säuren leicht zerstört (Bühler (1990)).

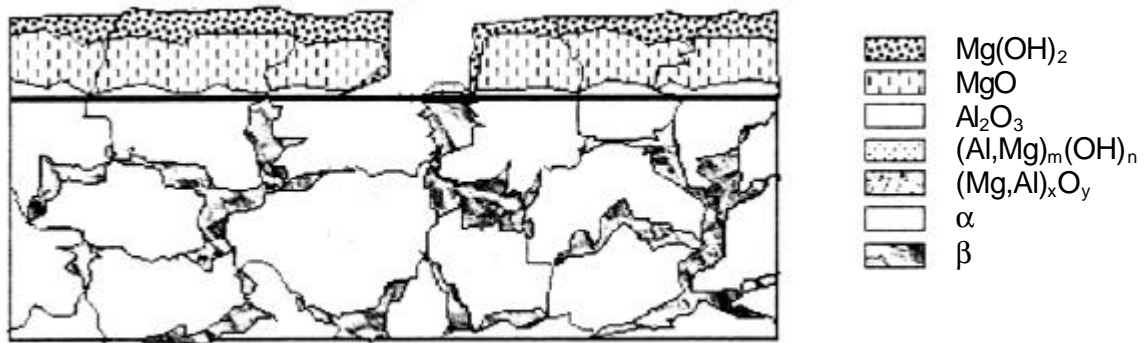


Abbildung 2.3 Aufbau der Oxidschicht auf Magnesiumlegierungen nach Song et al. (1998).

An Normalatmosphäre bildet sich bei Raumtemperatur auf frisch präparierten Magnesiumoberflächen eine sehr dünne Deckschicht aus Magnesiumoxid (MgO). Luftfeuchtigkeit und damit kondensierendes Wasser auf der Metalloberfläche ist ausreichend, um die Magnesiumoxidschicht in eine Magnesiumhydroxidschicht ($\text{Mg}(\text{OH})_2$) umzuwandeln (Busk (1987)). Huber (1953) nimmt an, dass eine Magnesiumoxidschicht schnell durch das stabilere Hydroxid ersetzt wird. Der Oxidfilm wird dann hydratisiert (Makar und Kruger (1993)). Eine Analyse der Filme auf Magnesiumlegierungen, die Al, Mn oder Zn enthalten und an Luft ausgelagert werden, bestätigt diese Annahme (Loose (1946)). Oberflächenanalysen weisen darauf hin, dass der an Luft gebildete Oxidfilm auf Mg-Al-Legierungen eine schichtartige Struktur hat. Dieser setzt sich aus MgO / Mg-Al-Oxide und Substrat zusammen, wobei die magnesiumreichen Schichten dünner werden, je mehr Aluminium enthalten ist (Makar und Kruger (1990)). Diese Wirkung des Aluminiums beruht auf dessen starkem Bestreben, einen stabilen Passivfilm auszubilden (Makar und Kruger (1990)).

Filme auf schnell erstarrtem AZ81 setzen einem Potentialdurchbruch in chloridhaltigen Umgebungen mehr Widerstand entgegen als Filme auf reinem Magnesium (Song und Atrens (1999)). Die Arbeit an schnell erstarrten gedrehten Mg-Al Streifen lässt vermuten, dass sich in Luft ein Oxid auf der Oberfläche bildet, das schichtförmig (MgO / Mg-Al-Oxide /Legierung) aufgebaut ist (Makar et al. (1988)).

Das Verhältnis von Al/Mg und Al/O steigt mit zunehmender Korrosionszeit im Korrosionsprodukt an (Baliga (1991)). Eine XPS-Untersuchung der α - und β -Phasen der Legierung AZ91 kombiniert mit einer Untersuchung des elektrochemischen Korrosionsverhaltens führen Song et al. (1998) zu der Annahme des in Abbildung 2.3 gezeigten Oberflächenmodells. Der Oberflächenfilm auf der α -Phase besteht vermutlich aus drei Lagen: Einer inneren Schicht, reich an Al_2O_3 , einer mittleren Schicht, bestehend hauptsächlich aus MgO , und einer äußeren Schicht aus $\text{Mg}(\text{OH})_2$. Dieser angenommene

Schichtaufbau entspricht früheren Untersuchungen (Makar und Kruger (1990), Baliga (1993)) mit dem Unterschied, dass eine Hydroxidschicht als obere Schicht existiert (Song et al. (1998)). Der Film auf der β -Phase unterscheidet sich deutlich von dem auf der α -Phase. An der Grenzfläche Lösung/Film besteht der Schutzfilm aus Magnesium-/Aluminiumhydroxid. An der Grenzfläche Legierung/Film besteht er aus Magnesium-/Aluminiumoxid. Die Aluminiumkonzentration in der inneren und der äußeren Schicht ist viel höher als im Film auf der α -Phase. In Normalatmosphäre reagiert das in der Luft enthaltene Kohlendioxid mit der Magnesiumhydroxidschicht und es bildet sich eine Karbonatschicht (Makar und Kruger (1993)).

2.8 Einfluss von Legierungselementen auf das Korrosionsverhalten

Schon früh erkannte man, dass das Korrosionsverhalten von Magnesium und seinen Legierungen wesentlich vom Schwermetallgehalt abhängig ist (Hanawalt et al. (1942)). Einen negativen Einfluss haben besonders die Elemente Eisen, Nickel und Kupfer.

Der Korrosionswiderstand kann bereits in der gießtechnischen Herstellung beeinflusst werden. Durch den Verzicht auf Korrosionspromotoren, wie z.B. Ni in den Armaturen- und Tiegelwerkstoffen, können die korrosionsfördernden Verunreinigungen reduziert werden. Eine Approximationsregel, mit welcher der Einfluss der Legierungskomponenten auf die Korrosionsgeschwindigkeit durch Multiplikationsfaktoren für den Elementgehalt in Massen % abgeschätzt werden kann, haben Aghion und Bronfin (1997) angegeben:

Korrosionsgeschwindigkeit

$$\approx (0,04 \cdot \text{Mg} - 0,54 \cdot \text{Al} - 0,16 \cdot \text{Zn} - 2,06 \cdot \text{Mn} + 0,24 \cdot \text{Si} + 28 \cdot \text{Fe} + 121,5 \cdot \text{Ni} + 11,7 \cdot \text{Cu})$$

Dieser Effekt der Schwermetalle auf das Korrosionsverhalten von Magnesiumlegierungen, wie es für verschiedene Legierungen (AZ 91, AM 60, AS 41, AE 42) in den Arbeiten (Hillis (1983), Reicheck et al. (1985), Hillis und Reicheck (1986), Mercer und Hillis (1992) Lunder et al. (1987)) untersucht wurde, führte zur Entwicklung von High-Purity-Legierungen, wie sie heutzutage nahezu in allen Anwendungen Standard sind (King (1998)).

Den Einfluss von Eisen kann man in gewissem Rahmen (Lunder et al. (1987), Lunder et al. (1993), Holta et al. (1996)) durch die Zugabe von Mangan reduzieren. Aluminium und Zink können die Korrosionsgeschwindigkeit durch eine Schutzschichtbeteiligung herabsetzen (Lunder et al. (1989)). Mangan fällt im Schmelzbad Eisen über eine Al-Mn-Fe- Verbindung aus. In einer früheren Arbeit (Koch (1998)) konnte gezeigt werden, dass sich um Manganausscheidungen im Elektrolyt Korrosionszellen ausbilden, welche zu verstärktem Angriff führen.

Der Einfluss von Elementen wie Silizium, Kalzium, Zink, Lithium und Aluminium auf das Korrosionsverhalten wurde von Makar et al. (1988) beschrieben. Es zeigt sich, dass nur Aluminium das Korrosionsverhalten wesentlich beeinflusst. Dieses positive Ergebnis ab einem Anteil von 2 % Aluminium in Magnesiumlegierungen wird von Nordlien und Nisancioglu (1995) bestätigt.

Reines Magnesium findet auf Grund seiner geringen mechanischen Festigkeitseigenschaften kaum Verwendung als Konstruktionswerkstoff. Die am häufigsten eingesetzten Magnesiumlegierungen sind Legierungen mit einem Aluminiumanteil von 2 bis 9 % sowie mit weiteren Legierungsanteilen wie z.B. Zink, Mangan, Silizium oder Seltenen Erden. Die Zugabe von Aluminium und Zink führt zu verbesserten Zugfestigkeiten und erhöhter Härte. Silizium und Seltene Erden verbessern wesentlich die Kriecheigenschaften der Magnesiumlegierungen bei höheren Temperaturen.

Die Zugabe von Legierungselementen führt zur Bildung unterschiedlicher, intermetallischer Phasen (z.B. $Mg_{17}Al_{12}$) sowie zu Ausscheidungen. Über den Einfluss auf das Korrosionsverhalten der Magnesiumlegierungen herrscht Uneinigkeit: Die sich bei hohem Aluminiumgehalt an den Korngrenzen bildende $Mg_{17}Al_{12}$ -Phase ist edler als die Magnesiummatrix und bildet in Elektrolyten Lokalelemente, wodurch sich das Korrosionsverhalten verschlechtert (Nisancioglu et al. (1990)). In den Arbeiten Song und Atrens (1998) und Lunder et al. (1989) wird gezeigt, dass sich in Legierungen mit hohem und fein verteiltem Anteil der intermetallischen Phase $Mg_{17}Al_{12}$ Korrosionsbarrieren bilden, die das Korrosionsverhalten dieser Legierungen stark verbessern. Außerdem passiviert diese Phase in weit größeren pH-Bereichen als die Matrix. Bei Zusatz Seltener Erden bildet sich eine verstärkte, stabile Deckschicht aus (Hillis und Shook (1989)).

2.9 Korrosionsformen

Die Lokalelementbildung durch intermetallische Phasen bzw. durch die Mikrostruktur und durch das Gefüge wird auch als innere Kontaktkorrosion von Werkstoffen bezeichnet. Äußere bzw. Kontaktkorrosion im klassischen Sinne kann entstehen, wenn zwei Metalle unterschiedlicher elektrochemischer Potentiale in einem leitfähigen Elektrolyt (galvanische Zelle) elektrisch leitend verbunden sind. Die Problematik der Kontaktkorrosion tritt häufig bei Mischbaukonstruktionen, an Verbindungselementen (z.B. Schrauben), aber auch bei Beschichtungen auf (Spähn und Fäßler (1967), Koch (1998), Haferkamp et al. (2000), Richter und Weber (2000)).

Auch das Gießverfahren kann den Korrosionswiderstand beeinflussen: Der heterogene Querschnitt im Druckguss hergestellter, dünnwandiger Bauteile wird korrosionskritisch, wenn die edlere Außenschale z.B. durch eine Bohrung durchbrochen ist und durch einen Elektrolyt ein Lokalelement gebildet wird. Im weiteren Produktionsprozess kann der Korrosionswiderstand durch

spanabhebende Bearbeitung oder durch Umformen beeinflusst werden (Eliezer et al. (1998)).

Das Normalpotential von Magnesium liegt bei $U_n = -2,375$ V. Somit zeichnen sich Magnesiumlegierungen durch das niedrigste freie Korrosionspotential der Gebrauchsmetalle aus. Erfahrungen und verschiedenste Untersuchungen zeigen, dass Magnesium und seine Legierungen auf Grund ihres besonders unedlen Charakters (Standard Potentials) gegenüber Kontaktkorrosionsangriffen besonders gefährdet sind. Kontaktkorrosion ist normalerweise eine stark lokalisierte Korrosionsart, die auf der als Anode wirkenden Magnesiumoberfläche zu beobachten ist (ASTM Metals Handbook (1987)). Kathoden können andere Metalle, legierungseigene Zweitphasen oder Verunreinigungen sein, die in Kontakt mit dem Magnesium stehen.

Die galvanische Korrosion steigt mit folgenden Faktoren: Hohe Leitfähigkeit des Elektrolyten, große Potentialdifferenz zwischen Kathode und Anode, großes Flächenverhältnis von Kathode zur Anode und kleiner Abstand von Kathode zur Anode (Loose (1946)). Metalle mit einer niedrigen Wasserstoffüberspannung wie z.B. Nickel, Kupfer und Eisen stellen effektive Kathoden für Magnesium dar. Metalle, die eine hohe Wasserstoffüberspannung besitzen, wie z.B. Aluminium, Zink, Cadmium und Zinn, sind viel weniger schädlich (ASTM Metals Handbook (1987)).

In Handbüchern wie z.B. ASM Specialty Handbook (1999), ASM Metals Handbook (1979), Busk (1987) und ASTM Metals Handbook (1987)) werden ungeeignete bzw. besser geeignete Werkstoffkombinationen, aber auch konstruktive Maßnahmen zur Vermeidung der Kontaktkorrosion dargestellt. Problematisch für die vergleichende Bewertung von Werkstoffkombinationen sind häufig die fehlenden bzw. stark voneinander abweichenden Bedingungen bei den Untersuchungen und Untersuchungsmethoden.

Magnesium ist ein natürlich passives Metall, das lochfraßartige Korrosion an seinem freien Korrosionspotential U_k erfährt, wenn es einem nicht oxidierenden, chloridionenhaltigem Medium ausgesetzt ist (Turnold et al. (1977)). Das Ergebnis ist die Korrosion von Magnesiumlegierungen in neutralen oder alkalischen Salzlösungen, typischerweise in Form von Löchern.

Die Morphologie der Korrosion von Magnesium und Magnesiumlegierungen hängt stark von der Legierungszusammensetzung und von den Umgebungsbedingungen ab. Beispielsweise ist die atmosphärische Korrosion gleichmäßig, in gewöhnlicher Atmosphäre ist der Korrosionsangriff stark lokalisiert. Turnold et al. (1977) fanden heraus, dass die Korrosion von technisch reinem Magnesium normalerweise transgranular verläuft, während die Korrosion von Magnesiumlegierungen gleichmäßig verläuft. Gleichzeitig berichten Makar und Kruger (1998), dass die Korrosion von reinem Magnesium lokal verläuft aber AZ61 gleichmäßig angegriffen wird. Morphologisch zeigt sich der Korrosionsangriff bei aluminiumhaltigen Magnesiumlegierungen in mehreren Stufen. Er beginnt mit einer Vielzahl von Initiierungspunkten. In Magnesium-Aluminium-Legierungen entstehen diese Löcher aufgrund von Lokalelementen zwischen der $Mg_{17}Al_{12}$ -

Phase und der Magnesiummatrix (Nisancioglu et al. (1990)). Der Angriff geht in fadenartige Korrosion über. Diese wird durch eine aktive Korrosionszelle verursacht, die sich durch die Metalloberfläche bewegt. Unbeschichtetes, reines Magnesium zeigt keine fadenartige Korrosion (Lunder et al. (1989)). Allerdings kann diese Korrosionsform auf unbeschichtetem AZ91 beobachtet werden, was darauf hindeutet, dass auf dieser Legierung ein relativ resistenter Oxidfilm gebildet wird, der die Körner zwar schützt, jedoch nur wenn es nicht durch entweichenden Wasserstoff zur Rissbildung kommt (Lunder et al. (1989)). Der Korrosionsangriff geht schließlich mit zellenartigem Lochfraß weiter (Lunder et al. (1994)). Es kommt zur Unterhöhlung und zum Herausfallen von Körnern.

Interkristalline Korrosion existiert bei Magnesium und Magnesiumlegierungen nicht (Emley (1966), Makar und Kruger (1993)). Die Korrosion schreitet nicht nach innen, entlang der Korngrenzen fort, da die Korngrenzen-Phasen kathodisch gegenüber dem Korninneren sind. Ein Korrosionsangriff findet in Bereichen von Korngrenzen statt, bis es zu einem eventuellen Unterhöhlen und Herausfallen von Körnern kommt. Bei einer Komplexbelastung von atmosphärischer Korrosion und Filmbenetzung, wie sie beschleunigt in einer Wasserdampfatmosphäre bei 96 °C auftritt (Haferkamp et al. (1998)), ist jedoch auch interkristalline Korrosion festgestellt worden.

Spaltkorrosion wird bei Magnesiumlegierungen nicht beobachtet, da die Korrosion von Magnesium unsensibel gegenüber Unterschieden in der Sauerstoffkonzentration ist (Makar und Kruger (1993)).

2.10 Schwingungsrissskorrosion

Eine kombinierte schwingende und chemischen Beanspruchung eines Bauteils wird als Schwingungsrissskorrosion bezeichnet (Speckhardt (1970), Radaj (1995)). Obwohl bei Schwingungsrissskorrosion zum Teil andere Mechanismen ablaufen als bei einer rein elektrochemischen Reaktion, hängt die Korrosionsschwingfestigkeit eines Metalls weniger von seiner mechanischen Festigkeit als von seiner Korrosionsbeständigkeit ab (Spähn (1962)). Die Schwingungsrissskorrosion kann in einen aktiven und einen passiven Zustand unterteilt werden (Speckhardt (1998)). Wird ein Werkstoff alleine durch die Anwesenheit eines Elektrolyten angegriffen, so spricht man vom aktiven Zustand. Ist der Werkstoff in dem Elektrolyten beständig (z.B. infolge Passivschichtbildung), können alleine durch die mechanischen Beanspruchung aktive Bereiche, z.B. durch Risse in der Passivschicht oder durch lokales Austreten von Gleitbändern, entstehen.

Zur Korrosionsermüdung von Magnesiumlegierungen existieren nur sehr wenige Untersuchungen. Speidel et al. (1972) beobachteten, dass Korrosionsermüdungsrisse eine Mischung aus transgranularen und intergranularen Rissen sind. Die Wachstumsrate von Korrosionsermüdungsrisen wird durch die gleichen Umgebungsmedien erhöht, wie dies bei der Spannungsrissskorrosion (siehe Abschnitt 2.11) beobachtet wurde. Stephens et al.

(1995) fanden heraus, dass im Vergleich zur Ermüdung an Luft die Korrosionsermüdungsfestigkeit von AZ91 T6 durch 3,5%iges Salzwasser erheblich reduziert wird.

Der Einfluss des Umgebungsmediums auf die Ermüdungseigenschaften von Magnesiumlegierungen ist stark (Busk (1987)). Man spricht von Korrosionsermüdung, sobald das Umgebungsmedium den Rissbildungs- und/oder den Rissausbreitungswiderstand durch Reaktion mit dem frisch freigelegten Metall an der Risspitze herabsetzt (Elizer et al. (1998), Philibert et al. (1998)). Korrosionsermüdungs-Wöhlerversuche wurden vor allem unter Einfluss von chloridhaltigen Medien durchgeführt. Es wird eine deutliche Abnahme der Ermüdungslebensdauer von Magnesiumlegierungen in Versuchen mit Salzlösungen beobachtet (ASM Handbook (1996), Beste et al. (1998), Elizer et al. (1998), Kriegel und Schnattinger (1998)).

In Beste et al. (1998) wurden die Probenkörper während einer mechanischen Zug-Druck-Beanspruchung kontinuierlich mit der NaCl-Lösung besprüht. Genaue Angaben zu Elektrolytkonzentration und –volumen wurden nicht gemacht. Ein Vergleich der bei 50 Hz und 20 kHz durchgeführten Schwingungsrisskorrosion scheint hier nicht sinnvoll zu sein, da die Beanspruchung bei 20kHz und somit kurze Versuchszeit kaum Zeit zur Aktivität des Elektrolyten lässt. Aussagen über das elektrochemische Verhalten der Legierung werden nicht gemacht.

Eliezer et al. (2000) untersuchten die Schwingungsrisskorrosion in einer Korrosionskammer mit definiertem Elektrolytgehalt und fester Elektrolytkonzentration (3,5% NaCl) bei einer Temperatur von 25°C. Im Bereich der Zeitstandsfestigkeit zeigt sich dabei eine Absenkung um ca. 50% der ertragbaren Beanspruchungsdauer. Die Untersuchung von Bauteilen, die Witt et al. (2000) unter korrosionschemischer Beanspruchung mit einer 5% NaCl Beregnung durchführten, ergab ebenfalls eine deutliche Reduzierung der Lebensdauer. Deutlich wird, dass mit zunehmender Versuchsdauer auch der Einfluss der Korrosionsbeanspruchung deutlich zunimmt. Die Korrosionszeitstandsfestigkeit in Abhängigkeit vom Aluminiumgehalt der Magnesiumlegierungen untersuchten auch Eliezer et al. (1997) in 5% NaCl-Lösung. Hierbei wird das Ergebnis von Beste et al. (1998) bestätigt: Mit steigendem Aluminiumgehalt reagieren die Magnesiumlegierungen deutlich empfindlicher auf zusätzliche mechanische Beanspruchung. Auch in Stephens et al. (1995) wird die Empfindlichkeit der aluminiumhaltigen Magnesiumlegierungen AZ91 hp in 3,5% NaCl-Lösung bestätigt.

Mayer et. al. (1999) zeigt, dass die Anrissbildung an lochfraßartigen Angriffen stattfindet, die bei den Salzsprühnebel-Prüfungen gebildet werden. Kobayashi et al. (1997), Speidel et al. (1972) und Stephens et al. (1993) liefern für Magnesiumlegierungen eine Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens von langen Rissen in Abhängigkeit vom Umgebungsmedium. Unabhängig vom Auftreten von Spannungsrisskorrosion weisen sie das Auftreten von Korrosionsermüdung als Phänomen in der Rissausbreitung nach.

Mayer et al. (1998) schildern für durch verschiedene Gussarten hergestellte AZ91-Legierungen eine je nach Gussart mehr oder weniger starke Abnahme der Ermüdungsfestigkeit bis 10^9 Lastwechsel (Frequenz 20 kHz) im Salzsprühnebeltest. Die Art und Größe der im Guss enthaltenen Defekte sind hierbei ein weiterer entscheidender Faktor. Nach ASM Handbook (1996) ist durch erhöhte Luftfeuchtigkeit eine Abnahme der Ermüdungsfestigkeit zu erwarten, es liegen aber zu diesem Thema keine expliziten Untersuchungen vor.

Einige Autoren vermuten, dass schon die Prüfung in Laborluft einer Korrosionsermüdung entspricht. Dies gilt sowohl im Dauerfestigkeitsbereich (HCF) als auch im Zeitstandsfestigkeitsbereich (LCF). Brown (1954) kommt nach Prüfung des Wöhlerverhaltens einer Magnesiumknetlegierung unter inerten Medien sowie Variation der mit Magnesium reaktionsfähigen Luftbestandteile ebenso wie Grinberg et al. (1978) zu diesem Ergebnis. Kobayashi et al. (1997) schildern eine Abnahme des Rissausbreitungswiderstands unter Luft im Vergleich zu Argon und führen dies auf eine Reaktion der frischen Metalloberflächen mit dem Luftsauerstoff zurück.

2.11 Spannungsrisskorrosion

Spannungsrisskorrosion wird in Magnesiumgusslegierungen selten beobachtet, bei geschmiedeten Legierungen findet Spannungsrisskorrosion entlang der Zwillings Ebenen statt (Makar und Kruger (1993), Loose (1946)). Spannungsrisskorrosion in Magnesium ist meistens transgranular, in manchen Fällen wird intergranulare Spannungsrisskorrosion durch $Mg_{17}Al_{12}$ Teilchen entlang von Korngrenzen in Mg-Al-Legierungen beobachtet. MgH_2 Bildung könnte der Grund für die Wasserstoffversprödung sein (Makar und Kruger (1993)).

Legierungszusätze wie Aluminium und Zink fördern Spannungsrisskorrosion. In alkalischen Medien ($pH > 10,2$) sind Magnesiumlegierungen sehr resistent gegenüber Spannungsrisskorrosion. In neutralen, chloridhaltigen Lösungen und in destilliertem Wasser ist eine Empfindlichkeit zur Rissbildung vorhanden (Loose (1946)). Stephens et al. (1995) und Mayer (1999) finden eine deutliche Verkürzung der Standzeit unter anderen von AZ91 unter Spannungsrisskorrosions-Bedingungen. Die Standzeit für die Legierung betrug in städtischer Atmosphäre bei einer Spannung von 102 MPa zwischen 10 und 100 Tagen.

2.12 Bewertung des Kenntnisstandes

Die mechanischen Eigenschaften von Magnesiumlegierungen hängen stark von den Herstellungsbedingungen ab. Deshalb unterscheiden sich die gefundenen Eigenschaften der Legierungen bei verschiedenen Literaturstellen deutlich. Ein Vergleichen der einzelnen Ergebnisse ist so nur bedingt möglich. Um die verschiedenen Einflussparameter auf Magnesiumlegierungen besser beurteilen zu

können und herstellungsbedingte Einflüsse auszuschließen, ist die Untersuchung an einer Probencharge notwendig.

In den angegebenen Literaturstellen wird wenig über die Versagensursachen berichtet, vielmehr wird nur auf die Lebensdauer eingegangen. Der Korrosionseinfluss auf die Ermüdungslebensdauer wird oft durch Trennung von Korrosion und Ermüdung untersucht. Manche Versuche erscheinen wenig reproduzierbar und bei einigen Autoren fehlen Angaben zu wichtigen Versuchsbedingungen. Für die Phänome der Schwingungsrissskorrosion und der Spannungsrissskorrosion existieren wenige und zum Teil widersprüchliche Aussagen. Auch Untersuchungen, die in einer Freibewitterung stattfanden, sind wenig reproduzierbar.

Die Untersuchungen zum Einfluss einer mechanischen Bearbeitung der Oberfläche auf die Ermüdungslebensdauer konnten nur im ASM Metals Handbook (1979) und in Senf (2000) gefunden werden. Die Untersuchungen über die Rolle der Gusshaut für den reinen Korrosionsfall führen zu einem uneinheitlichen Bild. Über den Einfluss der Gusshaut auf die Ermüdungslebensdauer konnte keine Literaturstelle gefunden werden.

Beschreibungen zum Einfluss von Temperaturen $T > 100^\circ\text{C}$ auf die mechanischen Eigenschaften von Magnesiumlegierungen beschränken sich oft auf das Kriechen. In einigen wenigen Arbeiten wird der Einfluss auf die Ermüdungslebensdauer untersucht. Auch über den Einfluss von Temperaturen unterhalb Raumtemperatur auf die Ermüdungslebensdauer liegen keine Literaturangaben vor.

3 Versuchsdurchführung

Die Mehrzahl der Untersuchungen wurde an der Technischen Universität Darmstadt im Fachbereich Material- und Geowissenschaften durchgeführt. Eine Salzsprühnebelkammer stand im Zentrallabor der Adam Opel AG Rüsselsheim zur Verfügung. Versuche zum Einfluss der Temperatur wurden an der University of New South Wales, School of Materials Science and Engineering in Sydney, Australien, durchgeführt.

3.1 Werkstoffe und Probengeometrie

Als Versuchswerkstoff wurde die Magnesiumlegierung AZ91 hp gewählt. Sie ist im Automobilbau die gebräuchlichste Legierung und zeichnet sich durch ihre sehr gute Giessbarkeit und relativ hohe Festigkeit aus.

Für die Untersuchungen standen zwei unterschiedliche Materialformen der Magnesiumdruckgusslegierung AZ91 hp zur Verfügung:

- Magnesium-Barrenmaterial, welches in einem industriellen Kaltkammerverfahren hergestellt wurden. Die Abmessung der Barren betrug ca. 100 mm · 20 mm · 15mm,
- Zylindrische Magnesium-Probekörper, die von der Firma Norsk Hydro, Norwegen im Kaltkammerverfahren hergestellt wurden (Abbildung 3.1).

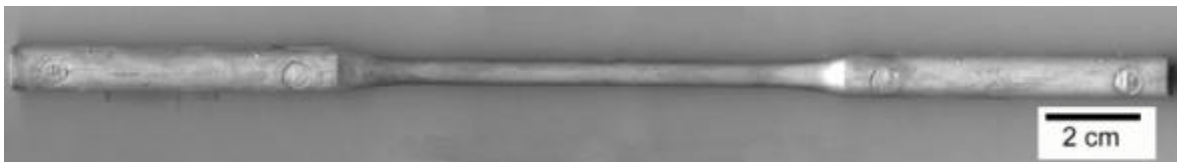


Abbildung 3.1 Foto einer direkt gegossenen Magnesium-Probe.

Für die Untersuchungen wurden folgende Probenformen und Oberflächenzustände verwendet:

Aus den gelieferten Barren wurde Material herausgetrennt und mit einer spanabhebenden Bearbeitung gekehrte Ermüdungsproben hergestellt. (Abbildung 3.2a). Der Durchmesser der Prüfstrecke betrug $d = 4$ mm. An den gegossenen Probekörpern erfolgten die Untersuchungen direkt, ohne jegliche Bearbeitung der Oberfläche. Der Durchmesser der Prüfstrecke betrug $d = 6$ mm, bei einer Länge von $l = 80$ mm (Abbildung 3.2b). Der äußere Bereich, die sogenannte Gushaut, wurde an den gegossenen Probekörpern durch ein spanabhebendes Verfahren entfernt, wodurch die Prüfstrecke einen Durchmesser von $d = 5$ mm und eine Länge von $l = 80$ mm besaß (Abbildung 3.2c). Beide Schäfte der direktvergossenen Probe wurden abgetrennt und durch ein spanabhebendes

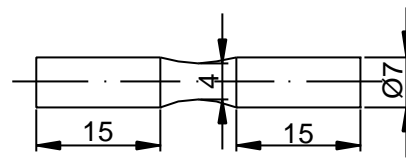


Abbildung 3.2a

Gekehlte Ermüdungsprobe, spanabhebend aus Barrenmaterial hergestellt, Probenform A.

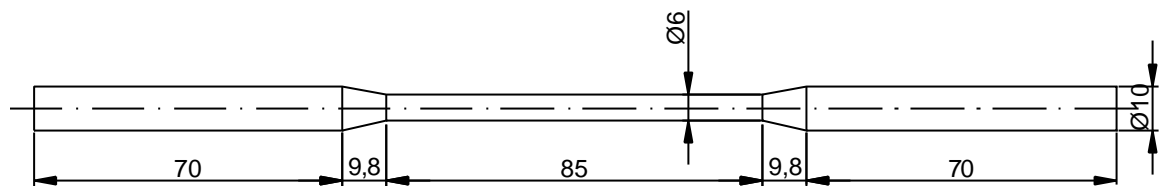


Abbildung 3.2b

Direkt gegossene Probe, Probenform B.

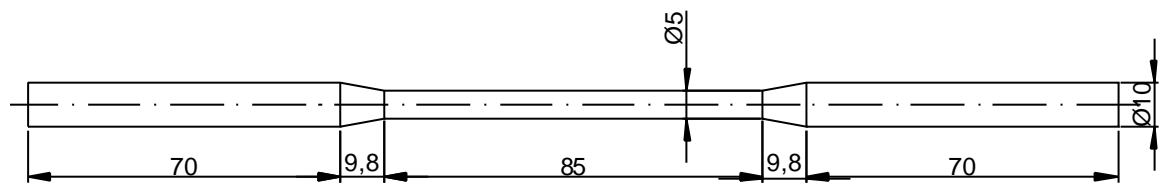


Abbildung 3.2c

Direkt gegossene Probe, die Gusshaut wurde durch eine spanabhebende Bearbeitung entfernt, Probenform C.

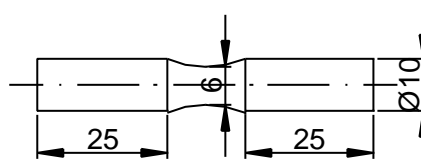


Abbildung 3.2d

Gekehlte Ermüdungsprobe, spanabhebend aus dem Schaft einer direkt gegossenen Probe hergestellt, Probenform D.

Abbildung 3.2

Maße und Form der verwendeten Ermüdungsproben.

Verfahren gekehlte Ermüdungsproben hergestellt (Abb. 3.2d). Der Durchmesser der Prüfstrecke betrug $d = 5 \text{ mm}$.

Zur Herstellung einer korrodierten Oberfläche, wie sie in einer praktischen Anwendung vorliegen kann, wurden die Proben im Salzsprühnebel nach DIN 50021 SS korrodiert. Alle Proben wurden vor Untersuchungsbeginn im Ultraschallbad für 15 Minuten mit 96%igem Ethanol gereinigt und getrocknet. Anschließend wurden die Teile im Salzsprühnebel unter Einhaltung der DIN 50021 SS untersucht. Die Auslagerungszeit betrug 1, 24, 48 und 96 Stunden.

Als Grundlage der durchgeführten Dauertauchversuche diente DIN 50905 Teil 4. Die Dauertauchversuche wurden in Glaszylindern bei Raumtemperatur ohne zusätzliche Begasung oder zusätzlichem Rühren durchgeführt. Ziel war eine Vorschädigung von Ermüdungsproben im Elektrolyt (5 % wässrige NaCl-Lösung). Die Zeit für die Vorschädigung betrug eine Stunde bzw. 96 Stunden. Nach dem Korrosionsangriff werden die Teile entnommen, gründlich mit fließendem Wasser gereinigt und anschließend getrocknet. Bis zur weiteren Untersuchung wurden sie im Exsikkator gelagert.

3.2 Mechanische Prüfung

Zur Beurteilung der zu erwartenden Ermüdungseigenschaften der Magnesiumlegierung AZ91 hp ist es notwendig, Festigkeitsuntersuchungen durchzuführen. Hierzu wurden weggesteuerte Zugversuche mit der Probenform B mit einer Dehngeschwindigkeit von $9 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ durchgeführt. Für die Umgebungstemperatur $T = 21^\circ\text{C}$ wurden 4 Versuche durchgeführt. Bei Umgebungstemperaturen von $T = -40^\circ\text{C}$, und $T = 150^\circ\text{C}$ wurde jeweils ein Zugversuch durchgeführt. Die Temperaturen wurden mit der weiter unten beschriebenen Klimakammer der Firma MTS erzeugt.

Um die Kriecheigenschaften beurteilen zu können, wurden statische Kriechversuche bei einer Umgebungstemperatur von $T = 150^\circ\text{C}$ durchgeführt. Die Proben der Form B wurden mit axialen Spannungen von $\sigma = 80 \text{ MPa}$, $\sigma = 100 \text{ MPa}$ und $\sigma = 130 \text{ MPa}$ bis zum Bruch belastet. Hierbei wurde die zeitliche Längenänderung der Probe aufgezeichnet.

Zur Charakterisierung der Ermüdungseigenschaften und Ermittlung des Einflusses unterschiedlicher Oberflächen- und Materialzustände wurden Umlaufbiegeversuche durchgeführt. Das Spannungsverhältnis beträgt hierbei $R = -1$. Die Versuche wurden mit zwei Maschinen durchgeführt:

Für gekehlte Proben (Abbildung 3.2a und 3.2d) stand eine Umlaufbiegemaschine der Firma Schenk zur Verfügung. Hierbei wird die Kraft über einen horizontalen Hebelmechanismus auf die Probe übertragen. Die Versuche wurden mit Frequenzen von $f = 5 \text{ Hz}$ und $f = 50 \text{ Hz}$ durchgeführt.

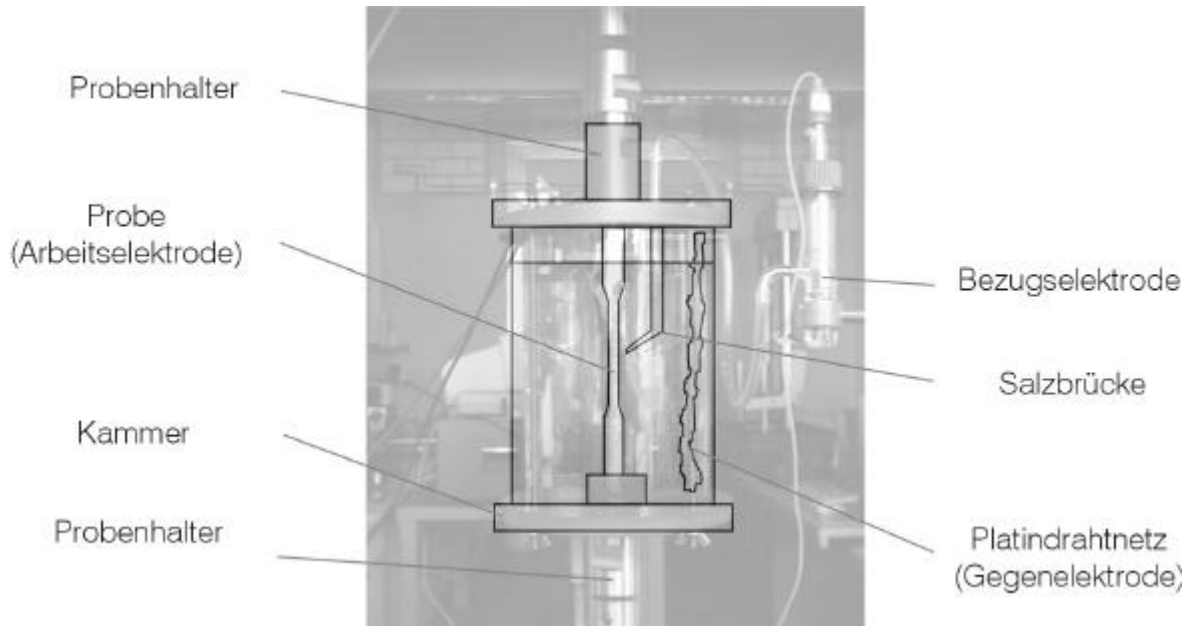


Abbildung 3.3 Schematische Zeichnung und untergelegtes Foto der Korrosionskammer.

Für unbearbeitete Proben (Abbildung 3.2b) und Proben gleicher Geometrie, bei denen die Gusshaut entfernt wurde (Abbildung 3.2c), stand eine Umlaufbiegemaschine der Firma Roell Amsler zur Verfügung. Hier wird über einen auf einer Ebene gleitender Hebel die Kraft auf die Probe übertragen. Die Versuche wurden mit Frequenzen von $f = 5 \text{ Hz}$ und $f = 50 \text{ Hz}$ durchgeführt.

Um den Einfluss einer dynamischen, mechanischen Spannung auf das Korrosionsverhalten der Legierung AZ91 hp untersuchen zu können, wurde eine Kammer entwickelt, die in die servohydraulische Zugprüfmaschine vom Typ Schenk eingebaut werden kann (Abbildung 3.3). Zur elektrischen Isolation des Probekörpers von der Zugmaschine wurden die obere und untere Einspannung aus Kunststoff gefertigt. Für eine Messung des freien Korrosionspotentials oder der Aufnahme von Stromdichte-Potential-Kurven ist die Bildung eines Mischpotentials unbedingt zu vermeiden. Durch Öffnungen im Deckel ist eine Befüllung mit Elektrolyten und das Einbringen der Einrichtungen zur potentiostatischen und potentiodynamischen Messung möglich. Die Ermüdungsfrequenzen betragen $f = 0,5 \text{ Hz}$ und $f = 5 \text{ Hz}$. Außerdem wurde an diesem Versuchsaufbau Untersuchungen zur Spannungsrisskorrosion in 5%iger wässriger Na-Cl-Lösung durchgeführt.

Zur Durchführung von Versuchen bei Temperaturen von $T = -40^\circ\text{C}$, $T = 150^\circ\text{C}$ und des in Abbildung 3.4 dargestellten Temperaturzyklus wurde eine Klimakammer der Firma MTS verwendet (Abbildung 3.5), die in eine servohydraulische Zugprüfmaschine (MTS) eingebaut wurde. Zur

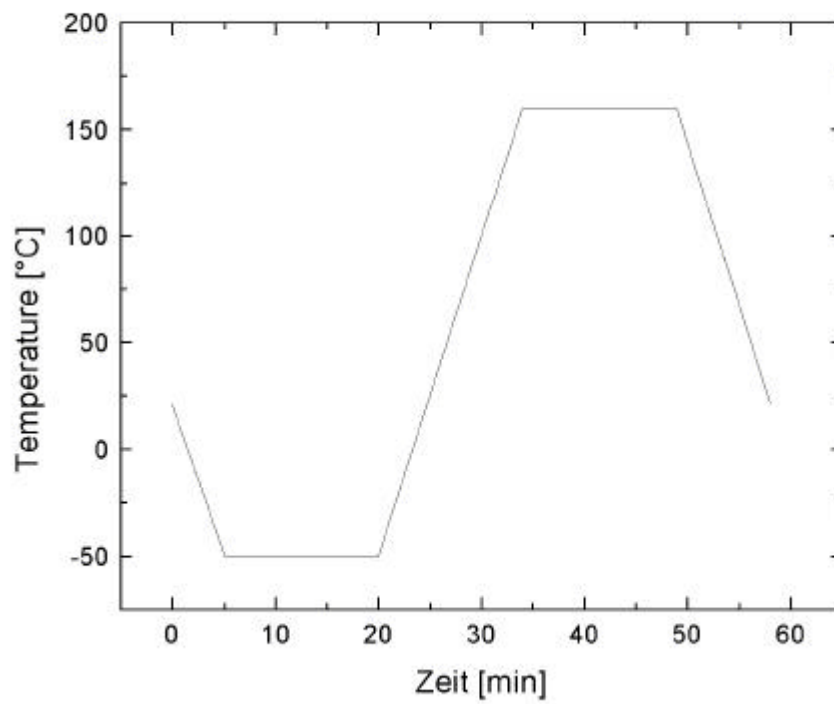


Abbildung 3.4 Temperaturzyklus

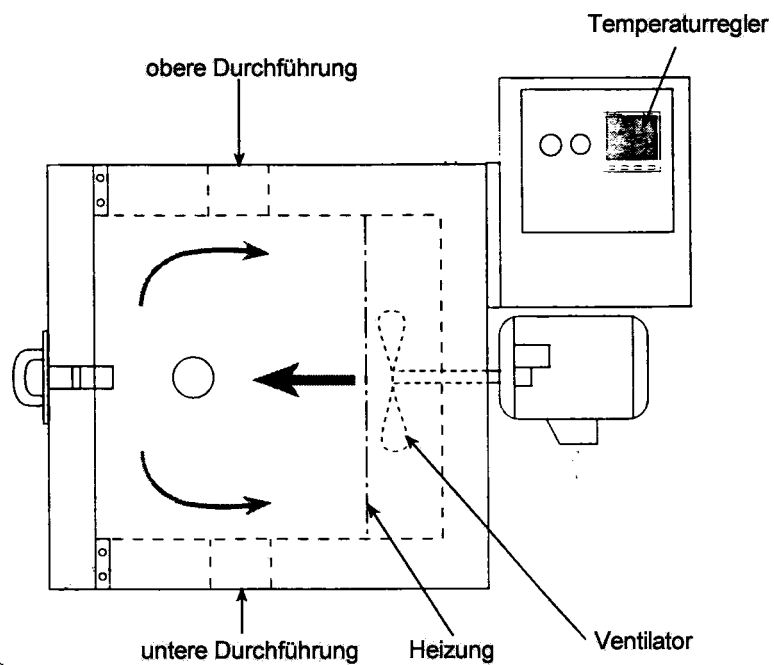


Abbildung 3.5 Zeichnung der Klimakammer

halbkardanischen Befestigung der Proben ragen die beide Probenhalter durch zwei Durchführungen in die Kammer. Für eine Temperatur von $T = 150^{\circ}\text{C}$ wird im hinteren Teil der Kammer durch eine elektrische Heizung und ein Gebläse die Luft aufgeheizt und in den Probenraum eingetragen. Durch Einleiten von flüssigem Stickstoff ($T = -196^{\circ}\text{C}$) in den hinteren Teil der Kammer wird durch Heizen $T = -40^{\circ}\text{C}$ kalte Luft erzeugt und in den Probenraum eingetragen. Um eine ausreichende Durchwärmung, bzw. Durchkühlung der Proben zu erreichen, wurde bis zum Start eines Versuches 30 min vorgekühlt bzw. vorgewärmt. Durch eine Messung der Temperatur in einer Bohrung im Inneren der Probe wurde diese Zeit als ausreichend ermittelt.

Der untersuchte Temperaturzyklus wurde gewählt, um einem in der Praxis vorkommenden Fall so nahe wie möglich zu entsprechen. Lediglich eine Ermüdung in der Abkühlphase ist nur bedingt vorhanden. Die Versuchsfrequenz betrug $f = 25\text{Hz}$. Hierbei wurde der zeitliche Verlauf der Dehnung während der Ermüdung aufgezeichnet.

Die Ermüdungsdaten werden in Wöhlerkurven dargestellt. Datenpunkte von Durchläufern (bei angelegter Belastung bis zur angegebenen Zykluszahl noch nicht gebrochene Proben) sind in den Diagrammen mit einem gekrümmten Pfeil gekennzeichnet. Zur besseren Übersicht wird eine Hilfslinie als untere Begrenzung der Lebensdauer eingetragen.

3.3 Potentiodynamische Messungen

Für die Korrosionsuntersuchung wurde eine Kochsalzlösung mit einem Massenanteil $w(\text{NaCl}) = 5\%$ eingesetzt. Grund für diese Wahl ist die Aggressivität der Lösung und der identische Einsatz bei der Salzsprühnebelprüfung nach DIN 50021 SS (1988).

Zur Beurteilung des elektrochemischen Verhaltens der untersuchten Legierung in wässriger Kochsalzlösung wurden Stromdichte-Potential-Verläufe gemessen. Die Meßanordnung zur Aufnahme von Stromdichte-Potential-Kurven zeigt Abbildung 3.6 (Bergmann (1989)).

Die verwendete Polarisierungsschaltung erfolgte mit der in der Elektrochemie üblichen Drei-Elektroden-Anordnung. Das Aufbringen eines bestimmten elektrischen Potentials und die Messung des Korrosionsstroms wurde mit einem Potentiostaten der Firma Jaissle, Waiblingen (Modell 1001T) realisiert. Die Steuerung des Potentiostaten und die Messwerterfassung erfolgte über einen Analog/Digital-Wandler (Keithley 575) mit einem von Human (1994) entwickelten Computerprogramm. Die Proben wurden als Arbeitselektrode geschaltet, die Gegenelektrode bestand aus einem Platindrahtnetz und als Bezugselektrode diente eine Standardkalomelektrode ($\text{SCE} = \text{Saturated Calomel Electrode}$) mit einem Gleichgewichtspotential von $U_G = 242\text{ mV}$ gegenüber der Standardwasserstoffelektrode. Alle in dieser Arbeit angegebenen Potentiale von Messelektroden sind, soweit nicht anders angegeben, auf das Potential der

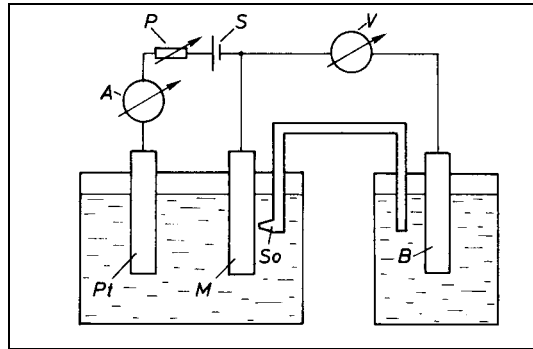


Abbildung 3.6

Messanordnung zur Aufnahme von Stromdichte-Potential-Kurven.

M = Metallelektrode, Arbeitselektrode

Pt = Platindrahtnetz, Gegenelektrode

So = Salzbrücke, elektrolytische Sonde

B = Bezugslektrode, (Standardkalomelektrode SCE)

S = Spannungsquelle

P = Potentiometer

A = Strommeßgerät

V = Spannungsmeßgerät

Standardkalomelektrode bezogen. In der Literatur werden die Potentiale häufig auf die Standardwasserstoffelektrode (SHE = Standard Hydrogen Electrode) oder auf die Silber-Silberchloridelektrode (Ag/AgCl) bezogen. Für die Umrechnung zwischen einem auf die Standardkalomelektrode und einem auf die Standardwasserstoffelektrode bzw. Silber-Silberchloridelektrode bezogenen Potential gilt (Heitz et al. (1993)):

$$\text{Potential (vs. SHE)} = \text{Potential (vs. SCE)} + 242 \text{ mV} \quad 3.1$$

$$\text{Potential (vs. Ag/AgCl)} = \text{Potential (vs. SCE)} + 35 \text{ mV} \quad 3.2$$

Die Messung des Elektrodenpotentials erfolgte über eine Salzbrücke mit einer Haber-Luggin-Kapillare. Die Salzbrücke hat einen konstanten Abstand von 5 mm zur Probe. Der Abstand ist in diesem Fall ausreichend, da der Elektrolyt eine sehr gute Leitfähigkeit besitzt. Die Daten des Polarisationsstroms und des Korrosionspotentials werden vom Rechner in vorgegebenen Intervallen registriert. Die Temperatur betrug während der gesamten Messung $T = 21^\circ\text{C}$.

Die Probenanordnung in der Korrosionskammer zeigt Abbildung 3.3. Hierbei ist die Ermüdungsprobe als Arbeitselektrode geschaltet. Die Messung zur Aufnahme der Stromdichte-Potential-Kurve verläuft nach folgenden Schritten:

1. Messung des freien Korrosionspotentials U_R
2. Setzen des Startpotentials $U_S = U_R - 300 \text{ mV}$ und des Potentialvorschubes von $0,1 \text{ mV/s}$.
3. Aufbringen der zyklischen oder statischen mechanischen Last
4. Aufnahme der Stromdichte-Potential-Kurve

Für die Aufnahme der Potential-Zeit-Kurve wurde das sich einstellende freie Korrosionspotential zwischen Arbeitselektrode und Bezugselektrode gemessen und aufgezeichnet.

3.4 Metallographische Untersuchungen

Die chemische Zusammensetzung der Oberflächen der Legierungen wurde mit Röntgenphotoelektronenspektroskopie (XPS) mit Hilfe einer Standardlegierung bekannter Zusammensetzung bestimmt.

Zur Beurteilung des Gefüges und der Porenverteilung wurden metallographische Schliffe hergestellt. Die Proben wurden in Kunstharz kalt eingebettet. Nach dem Aushärten wurde in mehreren Stufen nass mit Schleifpapier der Körnungen 80, 120, 220, 500, 800, 1000 und 1200 geschliffen. Nach dem Schleifen wurden die Proben mit Diamantpaste der Korngröße $6\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$, und $1\mu\text{m}$ auf einer DIA-Mol Gewebescheibe mit Lubicant rot als Poliermittel poliert. Zwischen jeder Polierstufe erfolgte eine gründliche Reinigung der Proben im Ultraschallbad.

Die Gefüge der Magnesiumlegierungen wurden nach dem Polieren mit 5%iger Salpetersäure für ca. 8 bis 35 Sekunden angeätzt, mit Ethanol abgespült, und unter kaltem Luftstrom getrocknet. Anschließend wurden sie lichtmikroskopisch beurteilt.

Die Mikrohärtigkeit der Magnesiumproben wurde mit dem Gerät M400-G2 der Firma Leco gemessen. Das Gerät bestimmt die Vickershärtigkeit HV (Weiler (1990); vgl. VDE/VDI-Richtlinie 2616) bei wirkender Prüfkraft F über die Messung der Eindringtiefe des Vickersdiamanten. Die Prüfkraft betrug $0,001\text{ N}$. Zur Charakterisierung wurde der Verlauf der Härte vom Probeninneren zum Probenrand gemessen. Hierbei wurden in gleichem Abstand zum Rand jeweils drei Messungen durchgeführt und der Mittelwert gebildet.

Zur Beurteilung des Rissverlaufs wurden Längsschliffe senkrecht zum Riss erstellt. Mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskopes wurde die Morphologie der Bruchflächen und die Morphologie des Korrosionsangriffes untersucht. Zur Kontrastverbesserung wurde die Oberfläche mit Gold und Palladium besputtert.

Die lokale Elementverteilung wurde mittels der Elektronenstrahlmikrosonde bestimmt. Hierzu wurden Querschliffe der direkt gegossenen Probenstäbe hergestellt. Außerdem wurde die Gussoberfläche der Probenstäbe untersucht.

Mit der Röntgenfeinstrukturanalyse wurden die Korrosionsprodukte bezüglich ihrer qualitativen Zusammensetzungen analysiert. Hierzu wurden die Korrosionsprodukte von der Probenoberfläche abgeschabt, als Pulver gesammelt und im Röntgendiffraktometer untersucht.

4 Experimentelle Ergebnisse

4.1 Ausgangszustand

4.1.1 Chemische Zusammensetzung

Um Rückschlüsse über die Auswirkungen von Verunreinigungen bzw. Ausscheidungen auf das Korrosionsverhalten sowie die mechanischen Eigenschaften treffen zu können, wurde die chemische Zusammensetzung der gelieferten Legierungen mittels XPS ermittelt. Zum Vergleich wird die vorgeschriebene Sollzusammensetzung mit angegeben (prEN 1753 (1997)).

Element	Soll	Barren	gegossene Probe
Magnesium	Rest	Rest	Rest
Aluminium	8,5-8,9	8,29	8,8
Zink	0,45-0,9	0,66	0,79
Mangan	0,17	0,20	0,22
Nickel	<0,002	<0,002	<0,002
Eisen	<0,004	<0,002	0,0028
Kupfer	<0,002	<0,002	<0,002
Silizium	<0,05	<0,01	<0,01

Tabelle 4.1.1 Chemische Zusammensetzung der Legierungen in Gew%.

In Tabelle 4.1.1 ist die Elementverteilung in Gewichtsprozent der verwendeten Legierungen zusammengestellt. Die Konzentrationen von Verunreinigungen wie z.B. Eisen und Kupfer sind unterhalb der Sollzusammensetzung. Im Barrenmaterial ist die Aluminiumkonzentration zu gering. Ansonsten stimmen die gemessenen Konzentrationen mit den vorgegebenen Werten überein. Ein Einfluss auf die mechanischen bzw. elektrochemischen Eigenschaften ist aufgrund der unterschiedlichen chemischen Zusammensetzung nicht zu erwarten.

4.1.2 Gefügeausbildung und Porenverteilung

In der lichtmikroskopischen Aufnahme (Abbildung 4.1.1) ist die typische Gefügeausbildung der Druckgusslegierung AZ91 hp zu sehen. Die Gefügebestandteile sind für alle untersuchten Anlieferungszustände gleich. Das Gefüge der Magnesiumlegierungen ist durch α -Magnesiummischkristalle, Eutektika und die intermetallische Phase $Mg_{17}Al_{12}$ gekennzeichnet. Das Eutektikum ist entartet, d.h. die α -Bestandteile sind an die primären α -Mischkristalle ankristallisiert, so dass die $Mg_{17}Al_{12}$ Ausscheidungen lamellar an den Korngrenzen zurückbleiben. Die $Mg_{17}Al_{12}$ -Phase erscheint im Gefügebild

dunkel und bleibt beim Polieren reliefartig über dem Mischkristall stehen. Das Eutektikum ist isoliert und von dunkelgrauer Farbe. Die Druckgusslegierung ist mit zahlreichen Mikrolunkern und Poren durchsetzt. Die Verteilung und Größe der Fehlstellen hängt stark ab von den Gießbedingungen und der Wanddicke des vergossenen Teils.

Aus dem Barrenmaterial hergestellte, gekahlte Umlaufbiegeproben sind mit zahlreichen, statistisch verteilten Poren durchsetzt. Die maximale Größe der Poren beträgt ca. 100 μm (Abbildung 4.1.2a). Außerdem sind zahlreiche Mikrolunker und Bereiche mit Lunkern zu erkennen (Abbildung 4.1.2b). Die Korngröße der Matrix beträgt zwischen 30 μm und 50 μm .

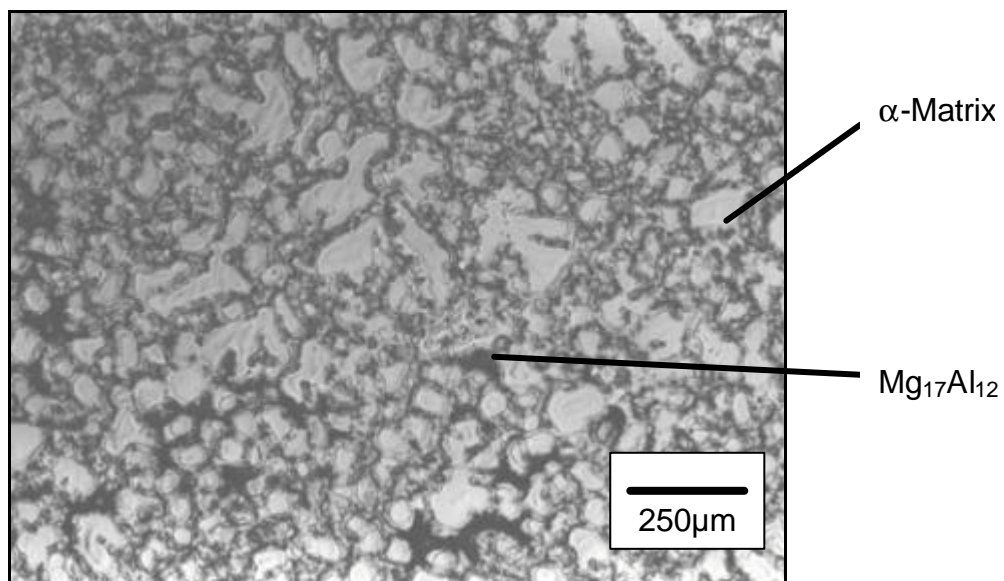


Abbildung 4.1.1 Gefüge der Legierung AZ91.

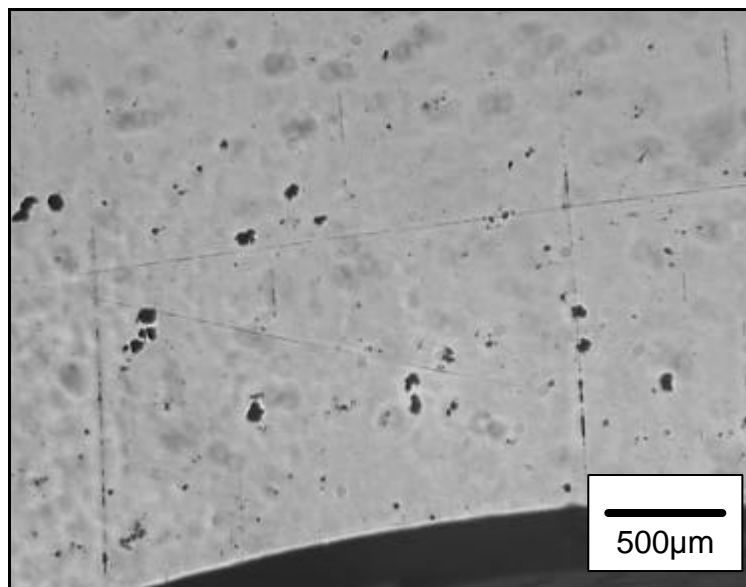


Abbildung 4.1.2a Porenverteilung

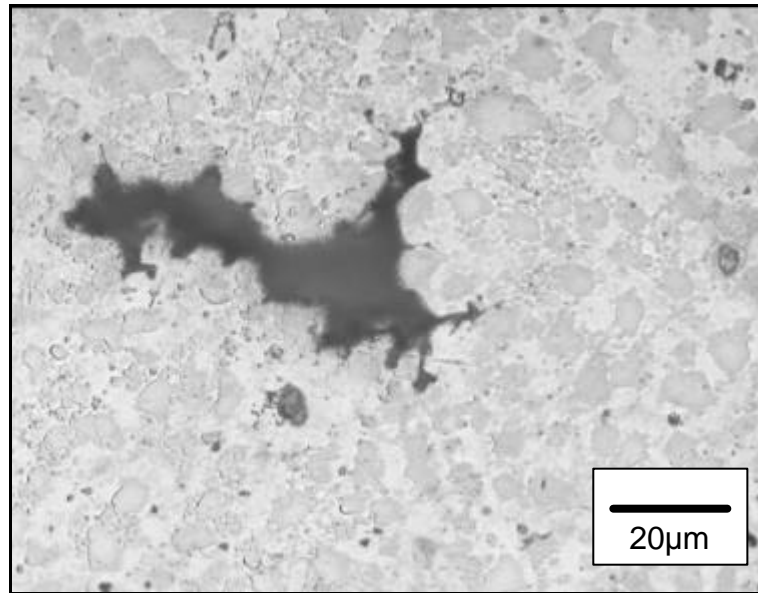


Abbildung 4.1.2b Lunker

Abbildung 4.1.2 Lichtmikroskopische Aufnahme vom Gefüge der gekehlten Umlaufbiegeproben, hergestellt aus Barrenmaterial.

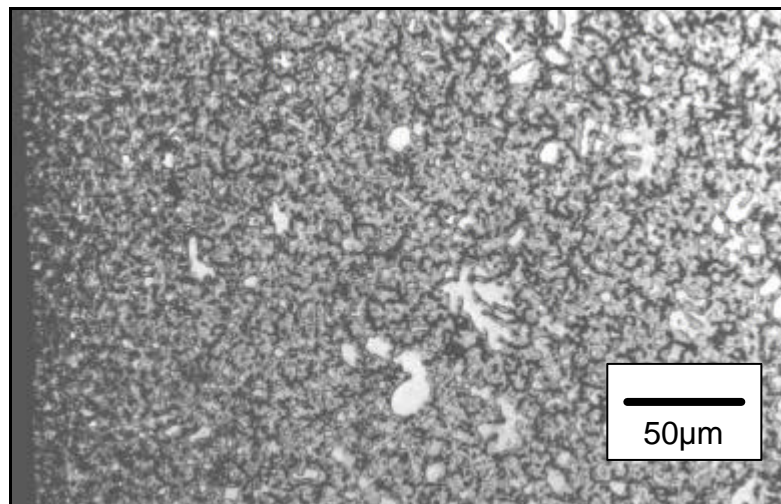


Abbildung 4.1.3 Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges der direkt gegossenen Proben.

In den direkt vergossenen Proben beträgt die Korngröße der Matrix zwischen 10 und 30 μm (Abbildung 4.1.3). In einer sehr schmalen Zone von maximal 40 μm im Randbereich zeigt sich eine noch geringere Korngröße von 0,5 bis 5 μm . Lokal treten jedoch grobe Primärkristalle des Mg-Mischkristalles auf (30 μm).

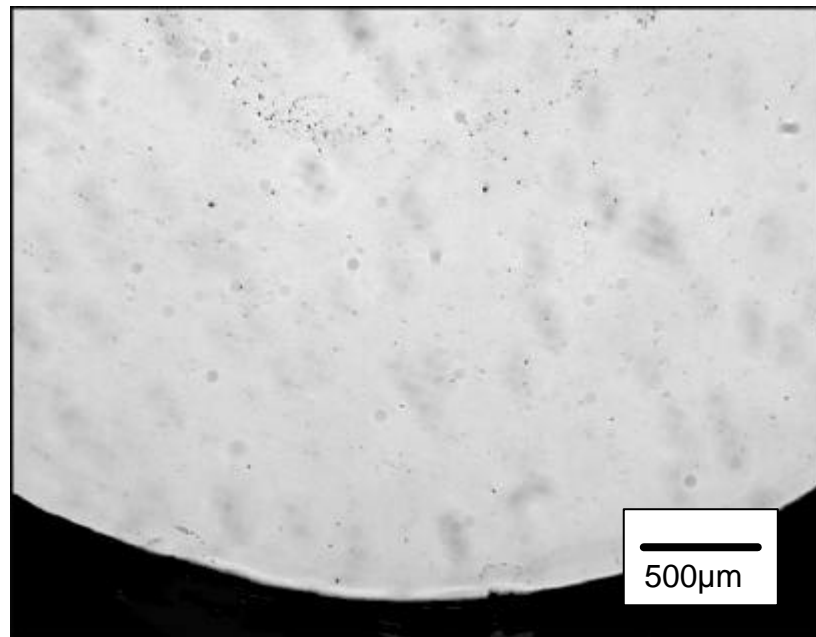


Abbildung 4.1.4 Lichtmikroskopische Aufnahme der Porenverteilung der direkt gegossenen Proben.

Die Porenverteilung ist in Abbildung 4.1.4 aufgezeigt. Eine Vielzahl von Poren ist statistisch verteilt. Ein Großteil der Poren ist ca. 1,5 mm vom äußeren Rand entfernt angeordnet. Dieser ringförmige Kanal von Poren zieht sich durch den gesamten Probenstab. In den beiden Schäften liegt der Kanal um ca. einen Millimeter näher an der Probenachse.

Die Korngröße und die Verteilung der Korngröße hängen sehr stark von der Wandstärke der gegossenen Bauteile bzw. Proben ab. Mit zunehmender Wandstärke, z.B. im Bereich des Schaftes, wird zur Probenachse ein gröberes Gefüge beobachtet. Die maximale Korngröße beträgt 50 μm. Innerhalb des Schaftes nimmt die Korngröße von innen nach außen auf maximal 5 μm ab. Dieses Ergebnis bestätigt die Beobachtungen von Schindlbacher et al. (1998).

4.1.3 Elementverteilung

Das Korrosionsverhalten der Legierung wird stark von Legierungszusätzen und ihrer Verteilung beeinflusst. Eine Untersuchung eines Querschliffes der direkt gegossenen Ermüdungsproben mit der Elektronenstrahlmikrosonde (ESMA) zeigt den Verlauf der Elementzusammensetzung. Im Inneren der Legierung besteht eine mehr oder weniger homogene Verteilung von 9 Gew.% Aluminium und 90 Gew.% Magnesium. In Abbildung 4.1.5 ist die Elementverteilung von Aluminium dargestellt. Dunkle Flächen bedeuten geringer Anteil, helle Flächen bedeuten hoher Anteil an Aluminium. Die Verteilung stimmt mit den Beobachtungen in der

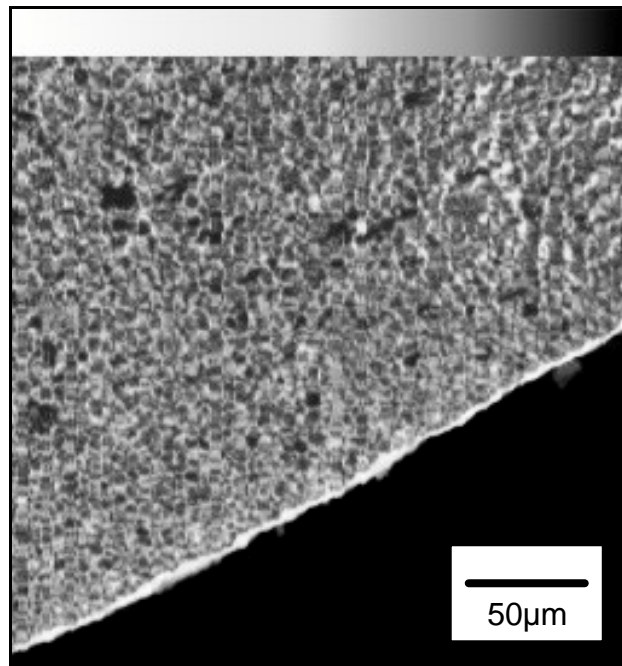


Abbildung 4.1.5 Elektronenstrahlmikroanalyse der Aluminiumverteilung im Querschliff von direkt gegossenen Proben.

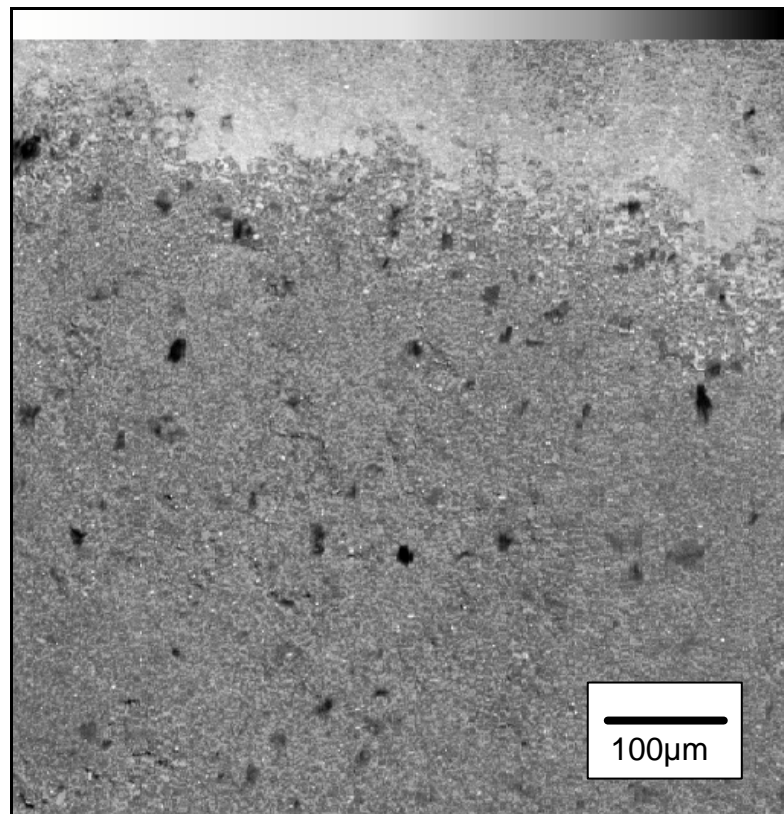


Abbildung 4.1.6a Aluminiumverteilung auf der Oberfläche.

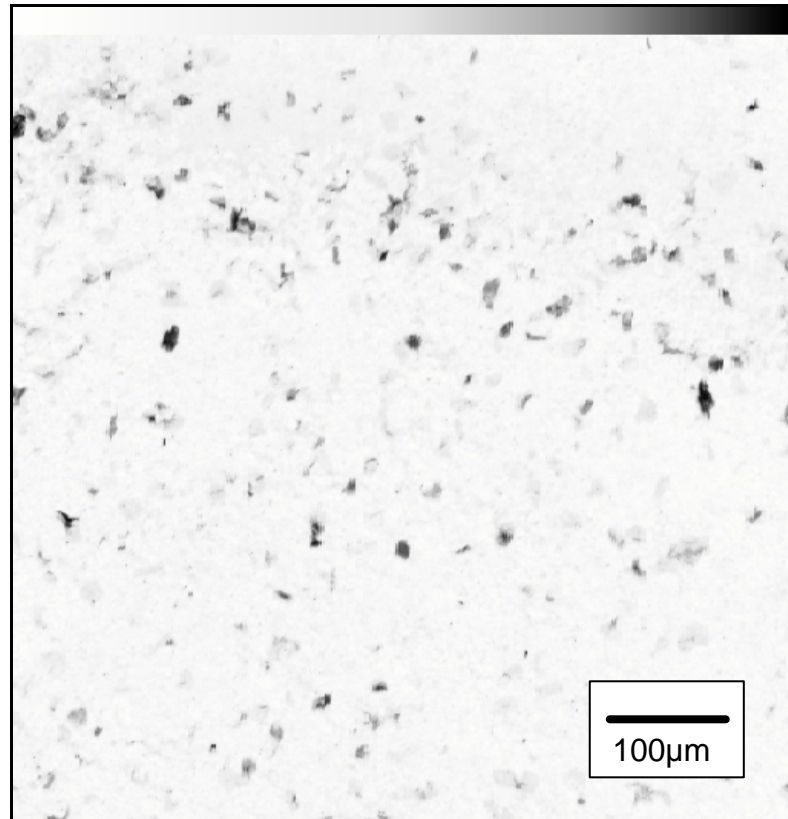


Abbildung 4.1.6b Magnesiumverteilung auf der Oberfläche.

Abbildung 4.1.6 Elektronenstrahlmikroanalyse der Elementverteilung auf der Oberfläche von direkt gegossenen Proben.

Gefügeanalyse überein. Zum Probenäußeren nimmt der Gehalt an Aluminium zu. Die sogenannte Gushaut setzt sich aus Oxiden des Magnesiums und des Aluminiums zusammen, wobei der Anteil an Aluminium größer ist als im Inneren der Legierung.

Eine Elektronenstrahlmikroanalyse der Oberfläche bestätigt dieses qualitative Ergebnis. Die Verteilung der Elemente Magnesium, Aluminium und Mangan auf der Oberfläche der Probe zeigt Abbildung 4.1.6. Die Gushaut wird durch Oxide der Elemente Magnesium und Aluminium gebildet. Das Aluminium ist nicht homogen über die gesamte Probenoberfläche verteilt. Weiterhin existieren Bereiche, in denen der Mangan Gehalt sehr hoch ist. Diese Messungen bestätigen die von Song et al. (1999) festgestellte, mehrlagige Haut der Legierung AZ91, wobei die äußere Schicht aus MgO und Mg(OH)_2 zusammengesetzt ist. Danach folgt eine Al_2O_3 -reiche Schicht, an die sich das mehr oder weniger homogene Legierungsgefüge anschließt.

4.1.4 Mechanische Kennwerte

Die aus den Zugversuchen ermittelten Daten sind in Tabelle 4.1.3 zusammengefasst. Die zugehörigen Diagramme finden sich im Anhang in den Abbildungen 9.1 bis 9.3.

Die mechanischen Kennwerte wie Streckgrenze oder Festigkeit hängen stark von der Umgebungstemperatur ab. Durch Erhöhung der Temperatur von $T = 21\text{ °C}$ auf 150 °C kommt es zu einer Abnahme der Streckgrenze und der Festigkeit. Gleichzeitig findet eine Erhöhung der Bruchdehnung statt. Bei einer Temperatur von $T = 150\text{ °C}$ reduziert sich die Streckgrenze gegenüber Raumtemperatur um 20%, die Festigkeit um 30% und die Bruchdehnung nimmt dabei um fast 300% zu. Bei Raumtemperatur verfestigt die Legierung und bricht nach Erreichen der maximalen Festigkeit nahezu spröde ohne erkennbare Einschnürung. Bei einer Temperatur von 150 °C kommt es nach Erreichen der Zugfestigkeit zu einer Abnahme der Spannung, obwohl auch hier keine Einschnürung beobachtet werden konnte. Offensichtlich entfestigt die Legierung bei hoher Temperatur und hoher Dehnung dynamisch. Die große Steigerung der Bruchdehnung bei $T = 150\text{ °C}$ um fast 300% deutet auf starkes Kriechen der Legierung hin. Durch statische Kriechversuche bei $T = 150\text{ °C}$ wird dies bestätigt und ein Spannungsexponent von $n = 7,6$ bestimmt (Abbildung 4.1.7).

Bei einer Temperatur von $T = -40\text{ °C}$ ist eine Erhöhung der Streckgrenze und der Festigkeit zu beobachten. Die Streckgrenze steigt um ca. 20%, die Festigkeit um ca. 22%. Bemerkenswert ist eine Erhöhung der Bruchdehnung um ca. 28%. In der Regel sinkt die Bruchdehnung mit abnehmender Temperatur. Im ASM Handbook (1996) wird nur eine leichte Reduzierung der Bruchdehnung bei einer Temperatur von $T = -78\text{ °C}$ angegeben. Da die mechanischen Eigenschaften von Druckgusslegierungen sehr stark vom Gefügestand abhängen und es durch unterschiedliche Porenverteilungen zu starken Streuungen kommen kann, liegt diese Zunahme der Bruchdehnung im zu erwartenden Streubereich.

Temperatur T [°C]	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Bruchdehnung A [%]
-40	180	273	5,8
21	150	223	4,5
150	120	155	17,8

Tabelle 4.1.3

Festigkeitswerte bei unterschiedlichen Temperaturen, ermittelt im Zugversuch.

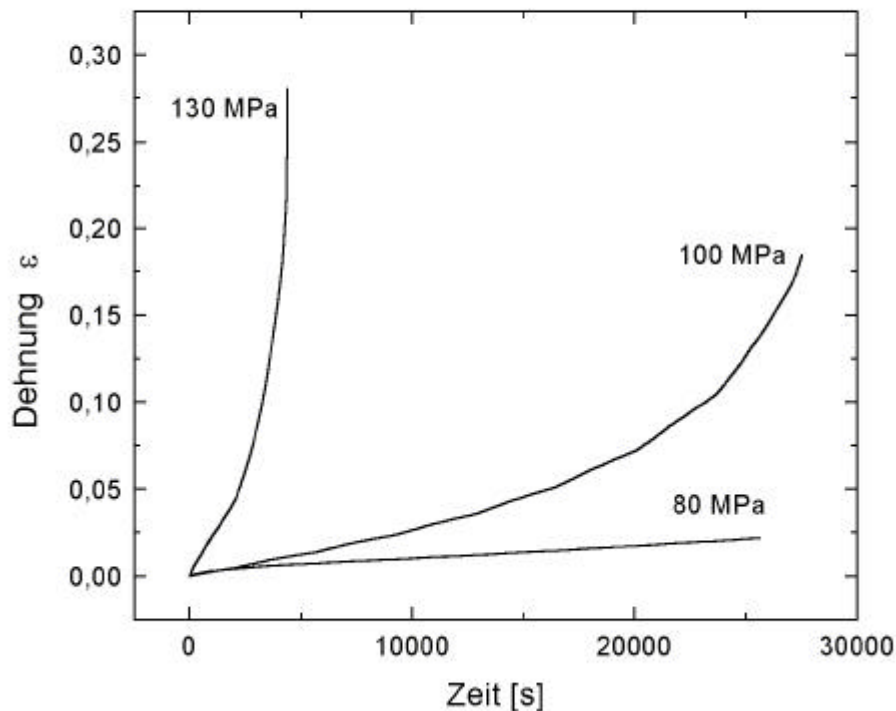


Abbildung 4.1.7 Kriechkurven für direkt gegossene Proben bei einer Temperatur von $T = 150^\circ\text{C}$.

4.2 Schwingende mechanische Beanspruchung

4.2.1 Zug-Druck- und Zug-Schwell-Untersuchungen

Die Spannungsamplituden in Abhängigkeit der Schwingspielzahlen bis zum Bruch der direkt gegossenen, unbearbeiteten Probenstäbe sind in Abbildung 4.2.1 und Abbildung 4.2.2 dargestellt.

Für die unbearbeitete Legierung AZ91 hp ergibt sich in der Umlaufbiegeuntersuchung eine Dauerfestigkeit für eine Spannungsamplitude von $\sigma_a = 100 \text{ MPa}$ (Abbildung 4.2.1). In diesem Spannungsbereich zeigt sich ein charakteristischer Knick im Verlauf der Wöhlerkurve. Die Lebensdauer beträgt oberhalb von Spannungen $\sigma_a \geq 120 \text{ MPa}$ weniger als 10^5 Lastwechsel. Die Streuung ist sehr gering. Die Oberflächenbeschaffenheit und die Porenverteilung dieser Charge sind offensichtlich homogen. Dies bestätigt die metallographische Schliifanalyse (siehe Abbildung 4.1.1).

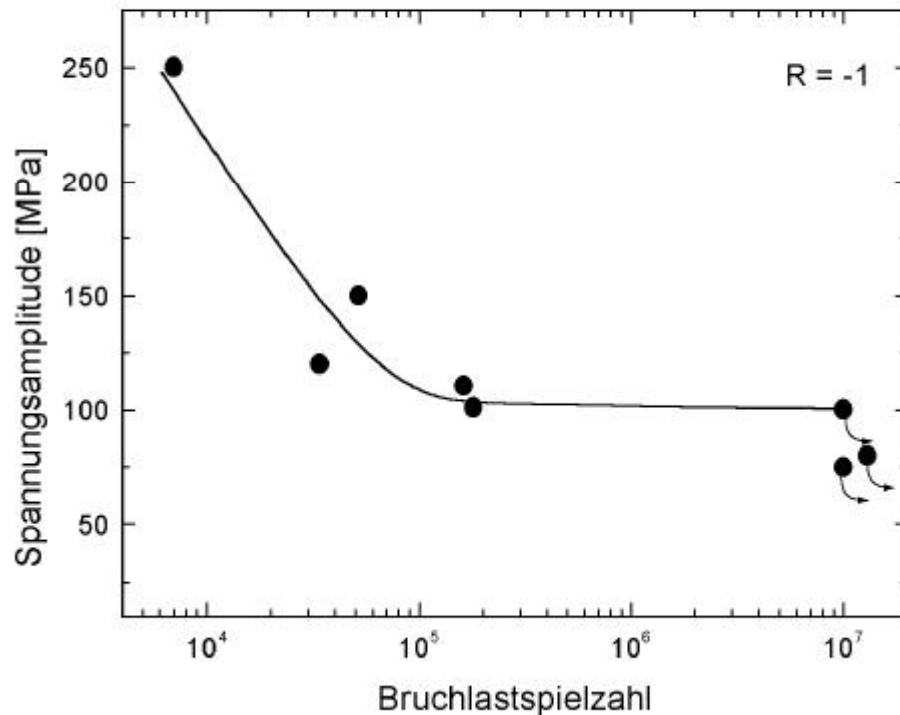


Abbildung 4.2.1 Ertragbare Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Lastwechsel für direkt gegossene Proben, Probenform B, ermittelt mit der Umlaufbiegeuntersuchung, $R = -1$, $f = 50$ Hz.

Da die später zu beschreibenden Untersuchungen zur Schwingungsrissskorrosion und Versuche bei unterschiedlichen Temperaturen im Zug-Schwellversuch bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ durchgeführt wurden, waren auch Versuche an Luft mit dieser Belastungsart nötig. Im Zug-Schwellversuch ergibt sich eine Dauerfestigkeit für die maximal ertragbare Oberspannung $\sigma_{\max} = 100$ MPa (Abbildung 4.2.2).

Bei beiden Belastungszuständen gehen die Risse von der Oberfläche aus. Im Bruchbild ist eine charakteristische, halbelliptische Form des Ermüdungsbereichs zu erkennen (Abbildung 4.2.3). Aus Ermüdungsproben entnommene Querschlitze zeigen einen sekundären Ermüdungsriß (Abbildung 4.2.4). In Abbildung 4.2.5 ist eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme des Gewaltbruchs zu sehen.

In allen Versuchsreihen findet um den Bruchursprung herum inhomogen verteilte Gleitung statt. Dies führt zur Ausbildung von Gleitstufen, die in Abbildung 4.2.6 dargestellt sind. Im Laufe der Rissausbreitung geht die Gleitung in eine homogene Verteilung über und die Bruchfläche wird glatter.

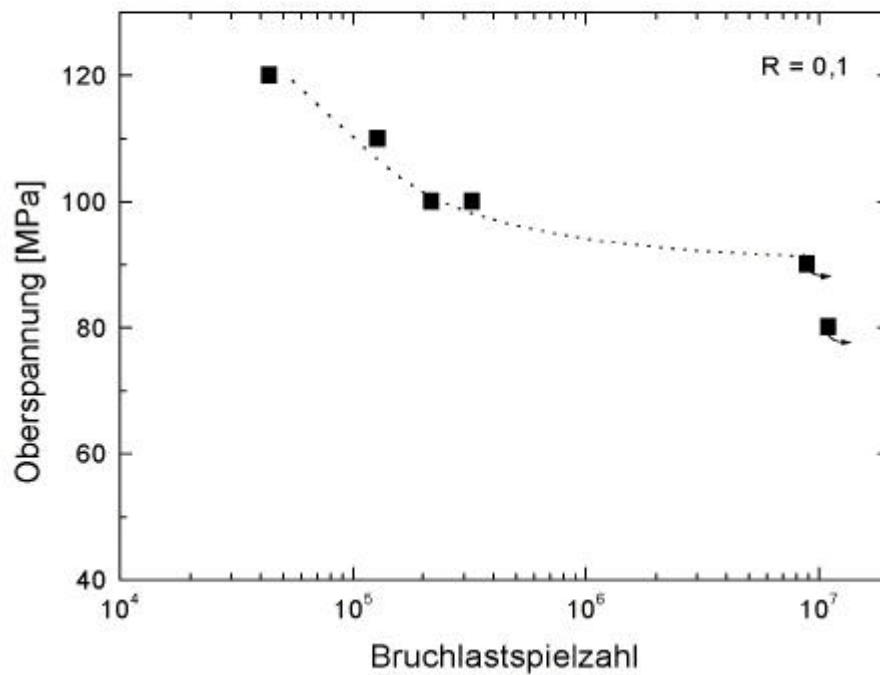


Abbildung 4.2.2

Ertragbare Oberspannung in Abhängigkeit der Lastwechsel für direkt gegossene Proben, Probenform B, ermittelt mit der Zug-Schwelluntersuchung, $R = 0,1$, $f = 25$ Hz.

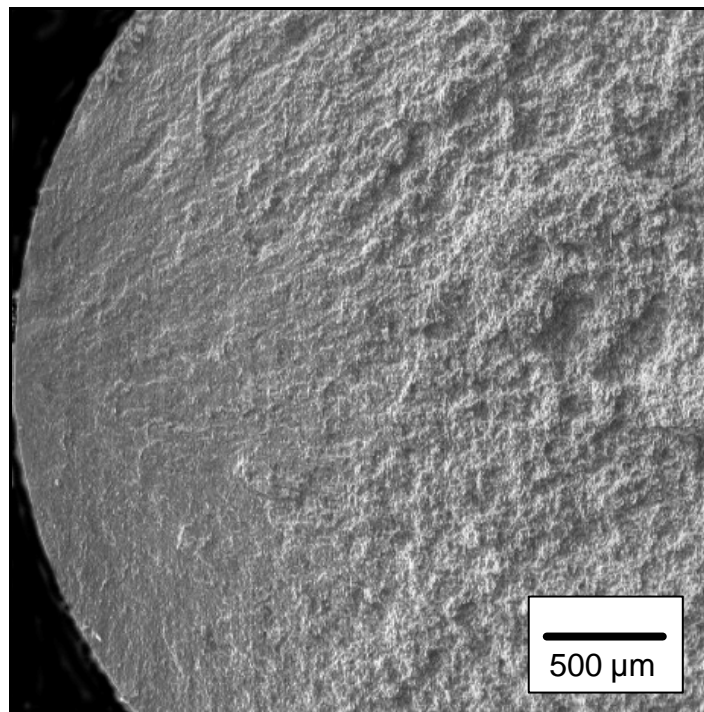


Abbildung 4.2.3

Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche an einer direkt gegossenen Probe, nach Umlaufbiegeuntersuchung.

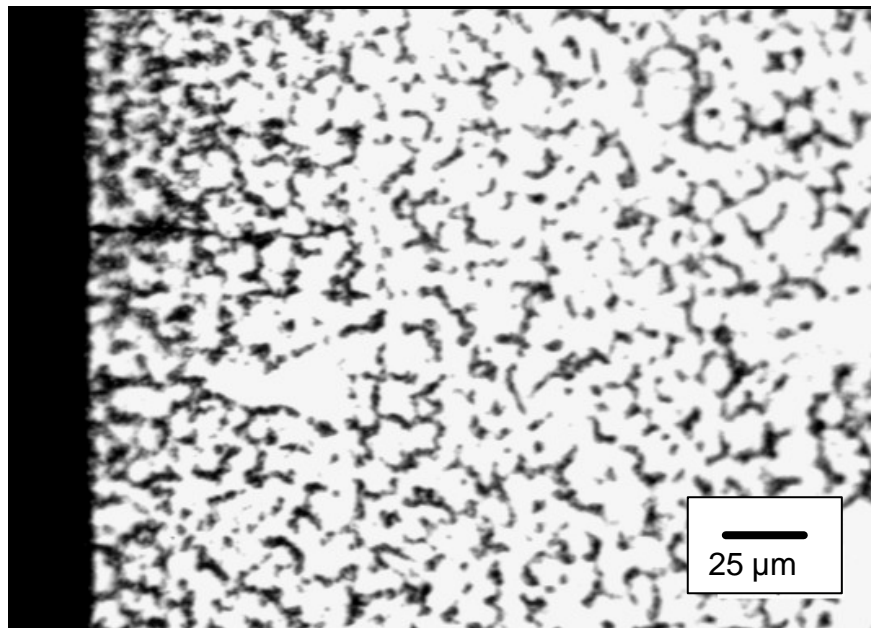


Abbildung 4.2.4

Lichtmikroskopische Aufnahme eines Sekundärrisses nach Umlaufbiegeuntersuchung an einer direkt gegossenen Probe.

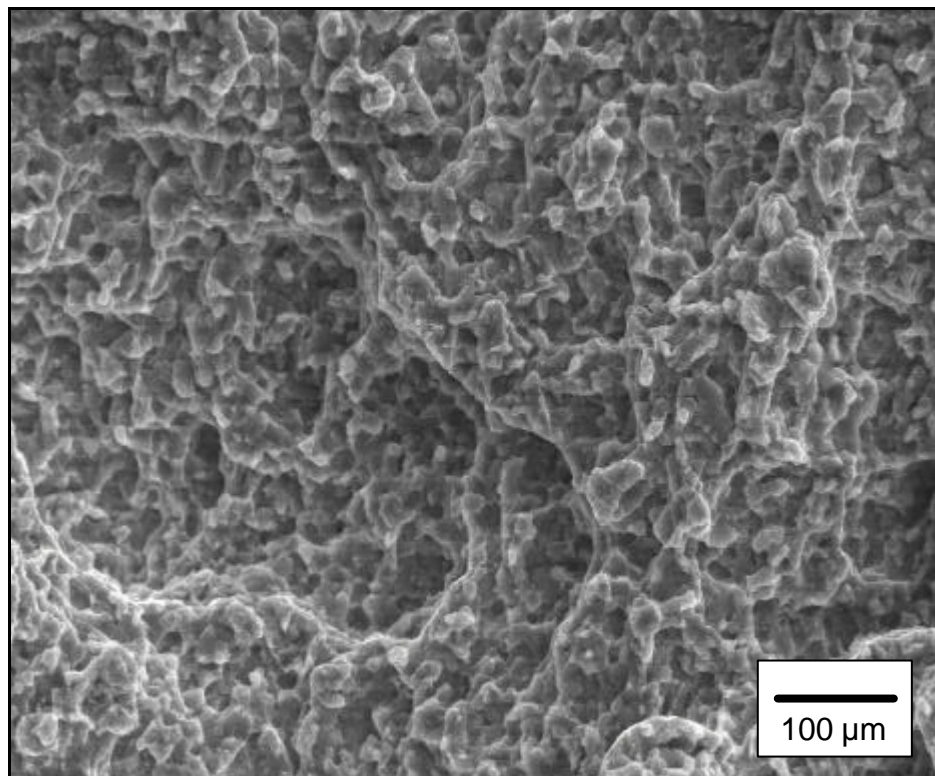


Abbildung 4.2.5

Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme von Körnern auf der Bruchfläche nach Umlaufbiegeuntersuchung an einer direkt gegossenen Probe.

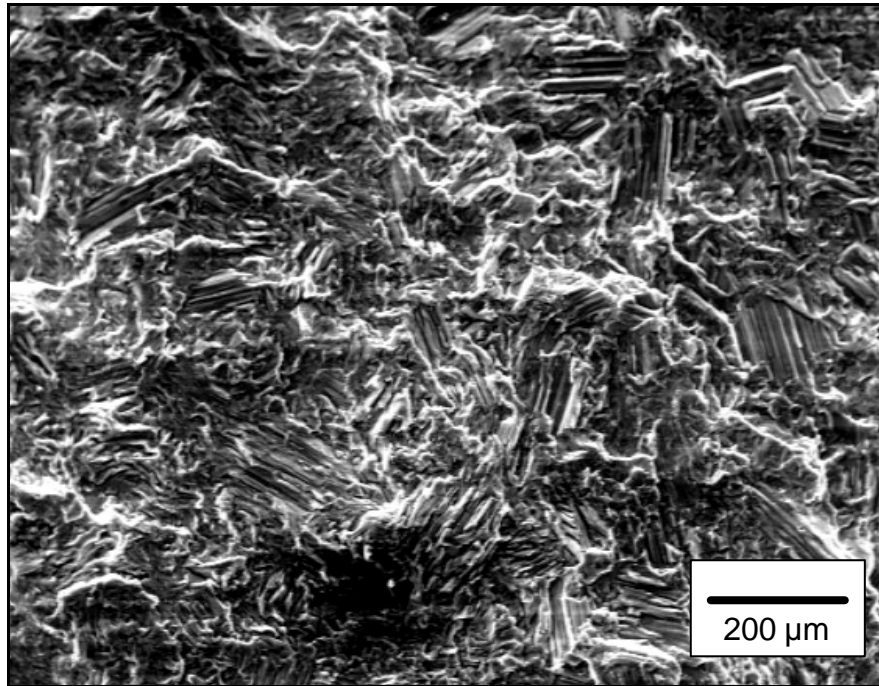


Abbildung 4.2.6 Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme von Gleitstufen auf der Bruchfläche nach Umlaufbiegeuntersuchung an einer direkt gegossenen Probe.

4.2.2 Einfluss einer mechanischen Bearbeitung

Die Wöhlerkurven für spanabhebend bearbeitete Proben und gekehlte Proben sind in Abbildung 4.2.7 dargestellt. Als Referenzkurve ist die Wöhlerlinie und die Messpunkte der Legierung ohne Bearbeitung mit aufgetragen.

Der Werkstoff AZ91 hp lässt einen Einfluss der Bearbeitung auf die Biegewechselfestigkeit erkennen. Die ertragbaren Spannungsamplituden im HCF-Bereich sind, verglichen mit unbearbeiteten Proben, um 18% höher. Im LCF-Bereich ist eine Verlängerung der Lebensdauer für bearbeitete Proben zu beobachten.

Metallographische Längsschliffe der spanabhebend bearbeiteten Proben zeigen in einem 15 µm breiten Randbereich stark verformte Körner (Abbildung 4.2.8). Große Körner sind zum Probenäußeren stark abgeflacht, zum Probeninneren ist die Struktur unverändert. Kleine Körner sind sehr stark parallel zur Probenachse verformt. Die Körner sind ca. 3 µm breit und 20 µm lang. Die Längen- und Breitenausdehnung der Körner im Ausgangsgefüge ist gleich.

Der Härteverlauf von spanabhebend bearbeiteten Proben und Proben mit Gusshaut ist in Abbildung 4.2.9 dargestellt. Die Härte beträgt für unbearbeitete Proben über den gesamten Querschnitt ca. 80 HV_{0,01}. Nach einer spanabhebenden Bearbeitung nimmt die Härte in den Randbereichen auf 120 HV_{0,01} zu.

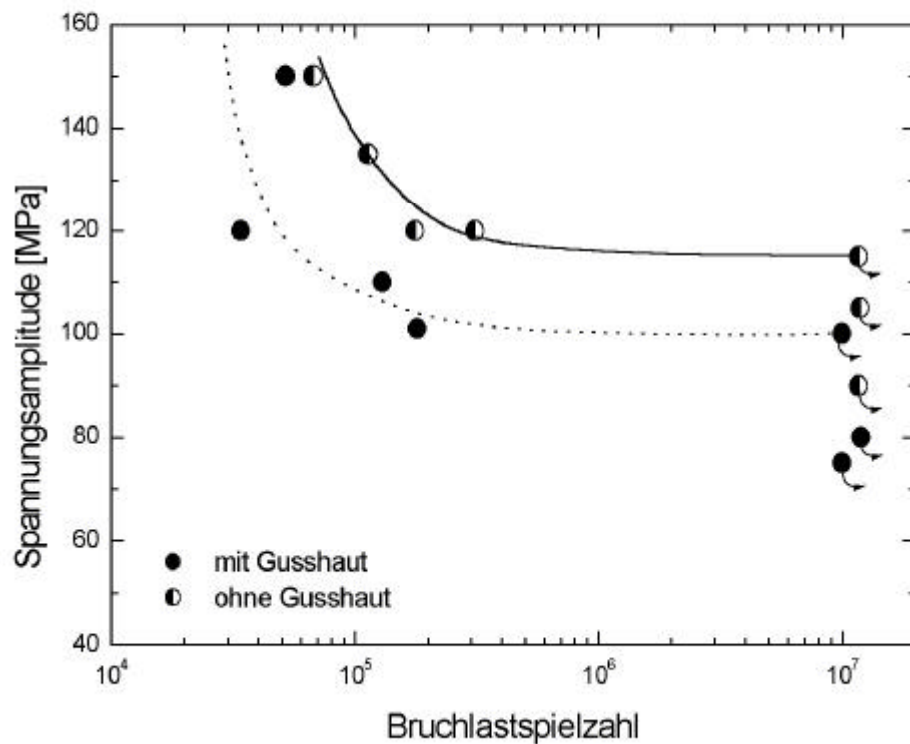


Abbildung 4.2.7

Ertragbare Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Lastwechsel für direkt gegossenen Proben der Probenform B und spanabhebend bearbeitete direkt gegossene Proben der Probenform C, ermittelt mit der Umlaufbiegeprüfung, $f = 50 \text{ Hz}$, $R = -1$.

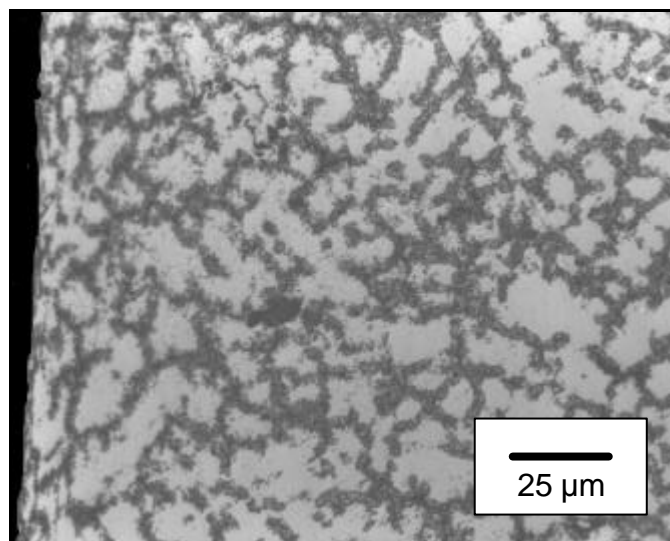


Abbildung 4.2.8

Lichtmikroskopische Aufnahme der umgeformten Randzone nach spanabhebender Bearbeitung einer direkt gegossenen Probe.

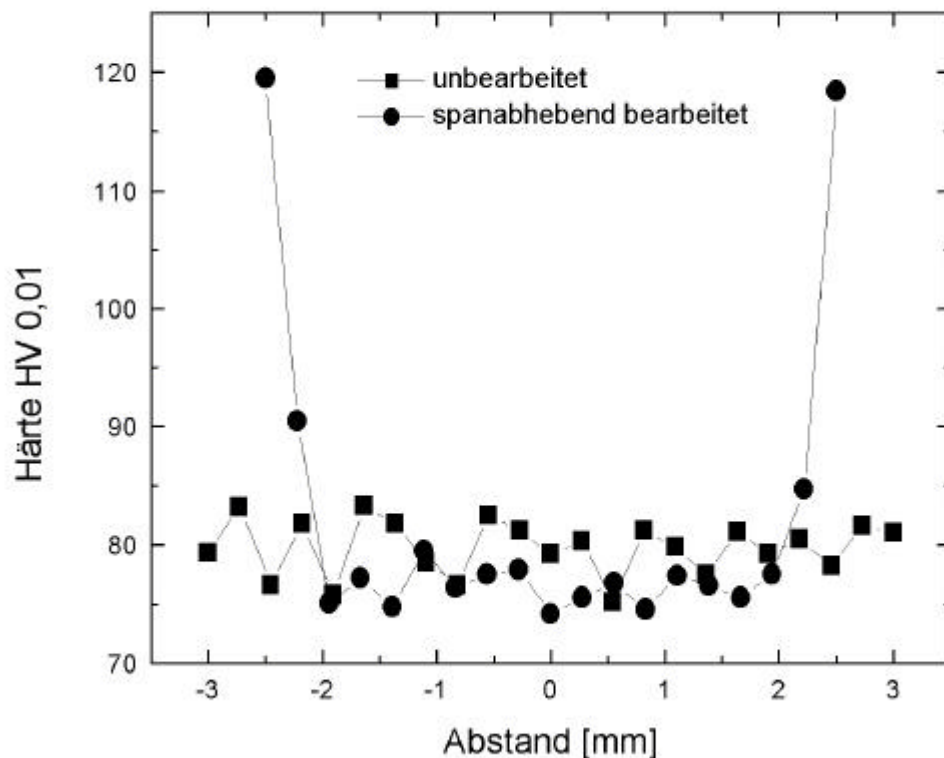


Abbildung 4.2.9 Abhängigkeit der Härte HV 0,01 vom Abstand zur Probenachse auf Querschliffen für direkt gegossene Proben und Proben, die spanabhebend bearbeitet wurden.

4.2.3 Einfluss von Poren auf die Biegebruchfestigkeit

Die Ermüdungslebensdauer des Barrenmaterials zeigt eine starke Streuung (Abbildung 4.2.10). Beispielsweise erträgt eine Probe $3 \cdot 10^7$ Lastwechsel bei einer maximalen Spannungsamplitude von $\sigma_a = 80$ MPa, während zwei andere Proben bereits bei einer Spannungsamplitude von $\sigma_a = 65$ MPa nach nur rund 10^5 Lastwechseln brechen. Die Frequenz hat keinen Einfluss auf die Lebensdauer, die Lebensdauer von Proben die mit einer Versuchsfrequenz von $f = 5$ Hz getestet wurden, liegen im Streuband.

Auf den Bruchflächen können zahlreiche Lunker beobachtet werden (Abbildung 4.2.11). Im Inneren dieser Bereiche sind runde Partikel von $10 \mu\text{m}$ Durchmesser zu beobachten. Sie sind durch ihre Form deutlich von Körnern auf der Bruchfläche zu unterscheiden (vergleiche Abbildung 4.2.5). Diese Fehlstellen sind über die gesamte Bruchfläche verteilt. Der Durchmesser dieser Defekte beträgt zwischen $50 \mu\text{m}$ und $100 \mu\text{m}$ und liegt in der Größenordnung der Poren, die im Lichtmikroskop zu erkennen sind. Lunker, die direkt unter der Probenoberfläche angeordnet sind, dienen als Rissursprung (Abbildung 4.2.12).

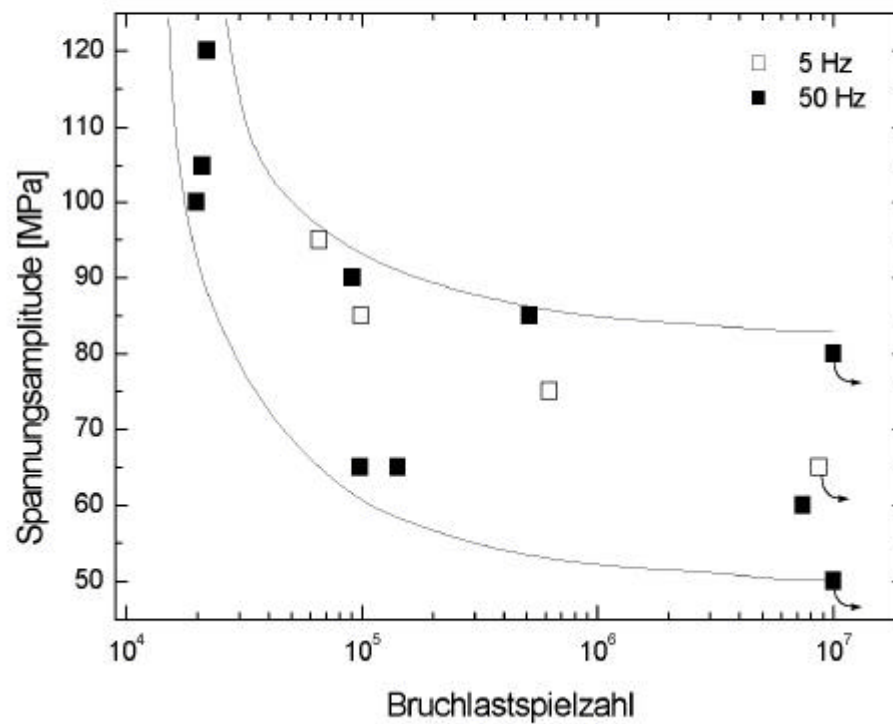


Abbildung 4.2.10 Ertragbare Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Lastwechsel für Proben aus Barrenmaterial, Probenform A, bei Versuchsfrequenzen von $f = 5$ Hz und $f = 50$ Hz, ermittelt mit der Umlaufbiegeuntersuchung, $R = -1$.

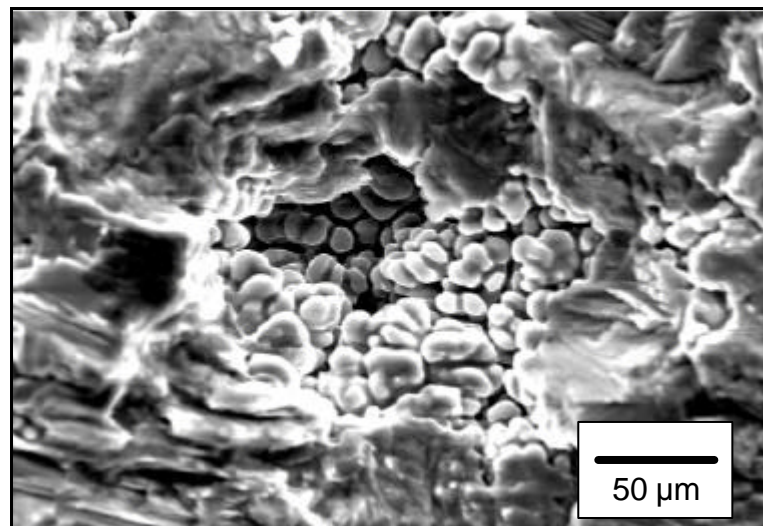


Abbildung 4.2.11 Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme eines Lunkers auf der Bruchfläche, der im Probeninneren liegt, nach Umlaufbiegeuntersuchung an einer Probe aus Barrenmaterial.

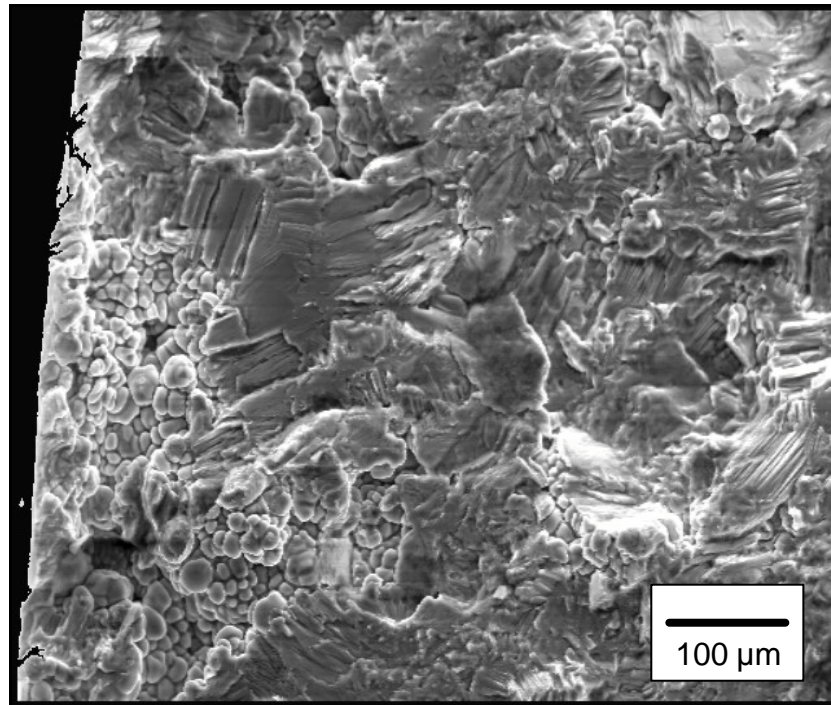


Abbildung 4.2.12 Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme eines Lunkers auf der Bruchfläche, der unter der Probenoberfläche liegt und Bruchauslöser war, nach Umlaufbiegeuntersuchungen an Proben aus Barrenmaterial.

4.2.4 Ermüdung bei $f = 5$ Hz und $f = 50$ Hz

Die ermittelten, maximalen Spannungsamplituden in Abhängigkeit von der Zahl der Lastwechsel sind für direkt gegossene Proben bei Versuchsfrequenzen von $f = 5$ Hz und $f = 50$ Hz in Abbildung 4.2.13 dargestellt.

Eine Frequenzabhängigkeit der Ermüdungslebensdauer ist weder für Proben mit Gusshaut noch für Proben ohne Gusshaut feststellbar. Der Kurvenverlauf ist sowohl im LCF-Bereich als auch im HCF-Bereich für beide Frequenzen nahezu gleich. Unterhalb einer Spannungsamplitude von $\sigma_a = 100$ MPa besteht Dauerfestigkeitsverhalten.

Spanabhebend bearbeitete, gekehlte Proben lassen ebenfalls keine Abhängigkeit der Lebensdauer von der Versuchsfrequenz erkennen (Abbildung 4.2.14). Für beide Frequenzen ergibt sich eine Dauerfestigkeit für eine Spannungsamplitude von $\sigma_a = 100$ MPa.

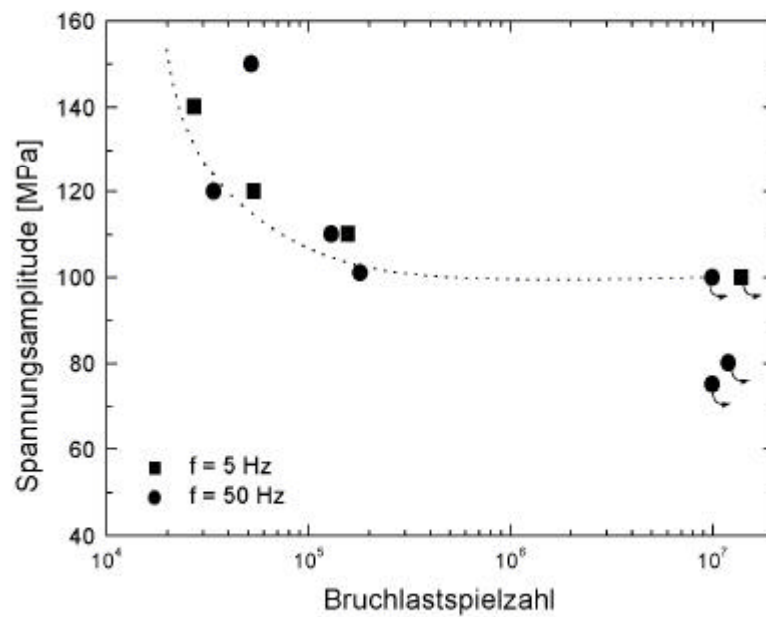


Abbildung 4.2.13 Ertragbare Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Lastwechsel bei verschiedenen Versuchsfrequenzen für direkt gegossene Proben, Probenform B, ermittelt mit der Umlaufbiegeuntersuchung, $R = -1$.

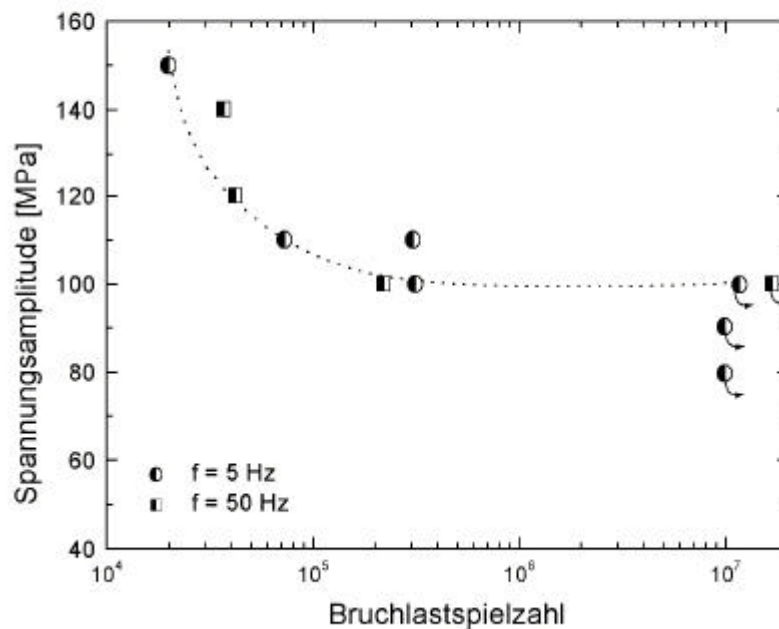


Abbildung 4.2.14 Ertragbare Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Lastwechsel bei verschiedenen Versuchsfrequenzen für gekehlte Proben, Probenform D, die spanabhebend aus direkt gegossene Proben hergestellt wurden, ermittelt mit der Umlaufbiegeuntersuchung, $R = -1$.

4.2.5 Biegewechselfestigkeit von vorkorrodierten Proben

Die Daten der Ermüdungsfestigkeit von vorkorrodierten Proben der Magnesiumlegierung AZ91 hp (unbearbeitet und mit spanabhebend bearbeiteter Oberfläche) sind in Abbildung 4.2.15 dargestellt. Als Referenzkurve ist die Wöhlerlinie der Legierung ohne Bearbeitung an Luft mit aufgetragen.

Für den unbearbeiteten Zustand ergibt sich nach 96 Stunden Korrosion im Salzsprühnebel für Lebensdauern größer als 10^7 Lastwechsel eine maximal ertragbare Spannungsamplitude von $\sigma_a = 60$ MPa. Zu höheren Spannungsamplituden fällt die Lebensdauer ab. Die Kurve liegt für jede Spannungsamplitude unterhalb der Referenzkurve.

Wird die Oberfläche vor einer Korrosion im Salzsprühnebel spanabhebend bearbeitet, fällt die maximal ertragbare Spannungsamplitude für eine Lebensdauer von mehr als 10^7 Lastwechsel auf $\sigma_a = 55$ MPa. Im HCF-Bereich ist die Lebensdauer um eine Zehnerpotenz geringer, verglichen mit dem unbearbeiteten,

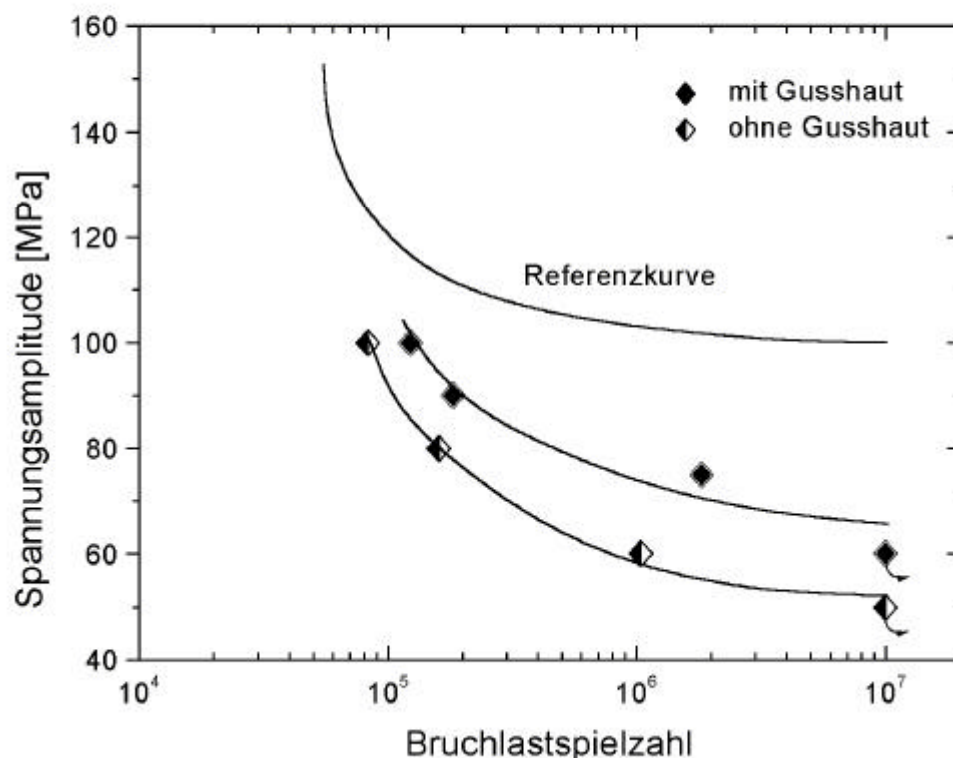


Abbildung 4.2.15

Ertragbare Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Lastwechsel für direkt gegossene Proben, Probenform B und spanabhebend bearbeitete Proben, Probenform C, nach 96 Stunden Vorkorrosion im Salzsprühnebel, ermittelt mit der Umlaufbiegeuntersuchung, $f = 50$ Hz, $R = -1$.

korrodierten Zustand. Im LCF-Bereich ist der Unterschied nicht so groß, für eine maximal ertragbare Spannungsamplitude $\sigma_a = 100$ MPa beträgt die Lebensdauer ca. 10^5 Lastwechsel. Zu höheren Lebensdauern laufen beide Kurven auseinander.

Das Aussehen des Korrosionsangriffs ist bei beiden Zuständen gleich. Die Probenoberfläche ist selektiv angegriffen. Hier sind Korrosionslöcher mit bloßem Auge erkennbar. Weiterhin gibt es Bereiche, die keinen Korrosionsangriff erkennen lassen.

Die Bruchflächenanalyse mittels Rasterelektronenmikroskop lässt stets Kerben in der Oberfläche als Bruchauslöser erkennen (Abbildung 4.2.16). Die Kerben sind durch die Korrosion im Salzsprühnebel entstanden und haben eine maximale Tiefe von $150\text{ }\mu\text{m}$. Die Oberfläche ist rau und mit Rissen behaftet.

Der Effekt der Lunker und großen Poren ist auch dann für die Ermüdungslebensdauer bestimmend, wenn die Proben vorkorrodiert wurden. Nach einer Korrosion im Salzsprühnebel hat die Oberflächenrauigkeit deutlich zugenommen und es existieren lokal Korrosionskerben (Abbildung 4.2.17). Die Rissinitiierung findet weiterhin an Lunkern statt. Somit ist die Lebensdauer weiterhin von der Anzahl und Verteilung der Poren abhängig und nicht von der Stärke der Vorkorrosion. Dies wird in Abbildung 4.2.18 dargestellt, die Lebensdauern von vorkorrodierten Proben (24 und 96 Stunden im Salzsprühnebel) liegen im Streuband der Lebensdauern von unkorrodierten Proben.

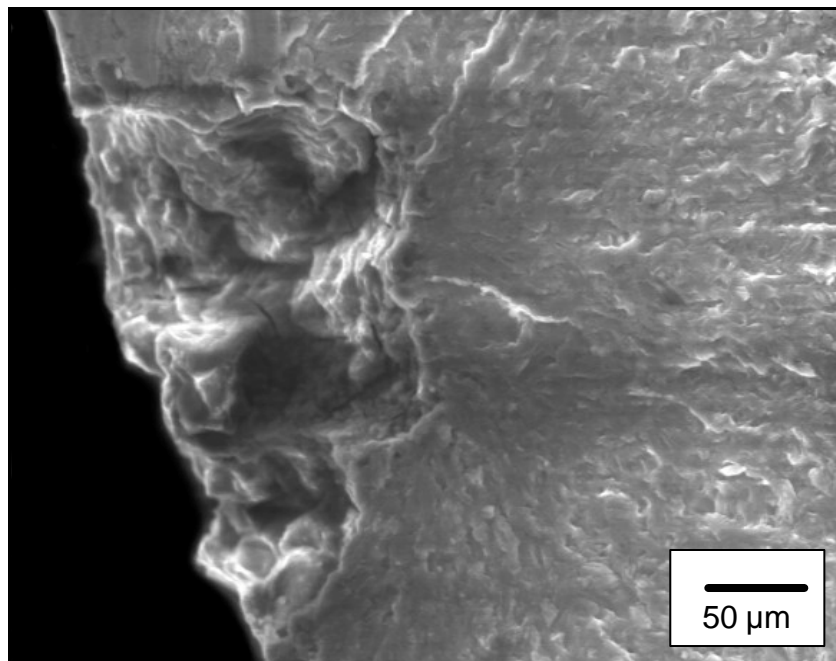


Abbildung 4.2.16

Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme einer Korrosionskerbe, die als Rissursprung wirkt, nach 96 Stunden Vorkorrosion im Salzsprühnebel und anschließender Umlaufbiegeuntersuchung an einer direkt gegossenen Probe.

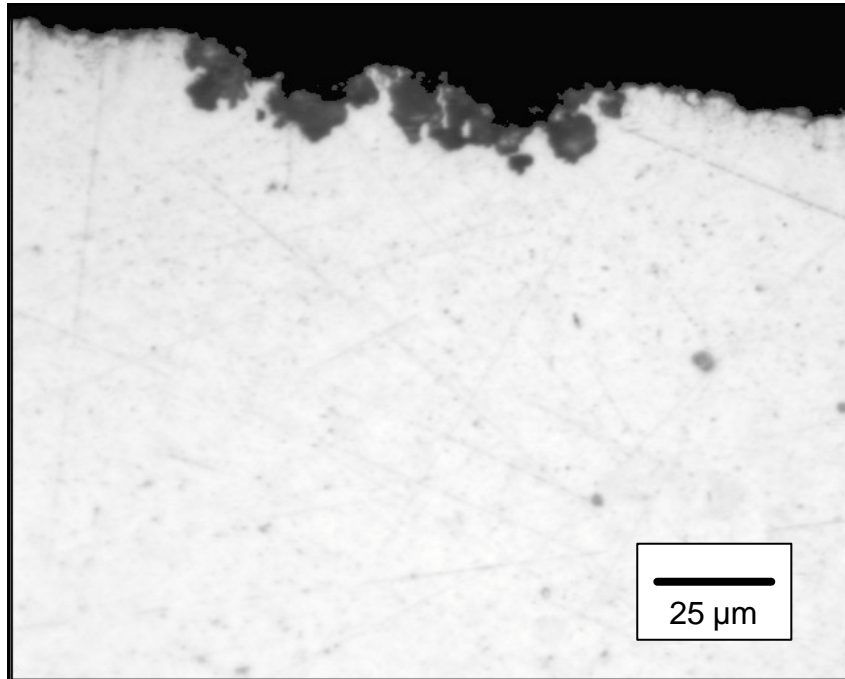


Abbildung 4.2.17a Korrosionskerbe nach 48 Stunden Korrosion im Salzsprühnebel

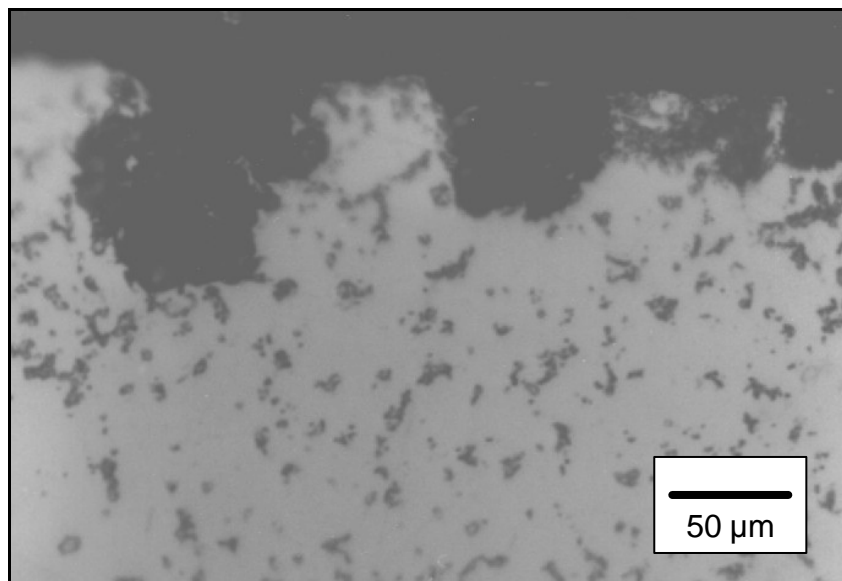


Abbildung 4.2.17b Korrosionskerbe nach 96 Stunden Korrosion im Salzsprühnebel

Abbildung 4.2.17 Lichtmikroskopische Aufnahme von Korrosionskerben an direkt gegossenen Proben im Querschliff, nach Korrosion im Salzsprühnebel.

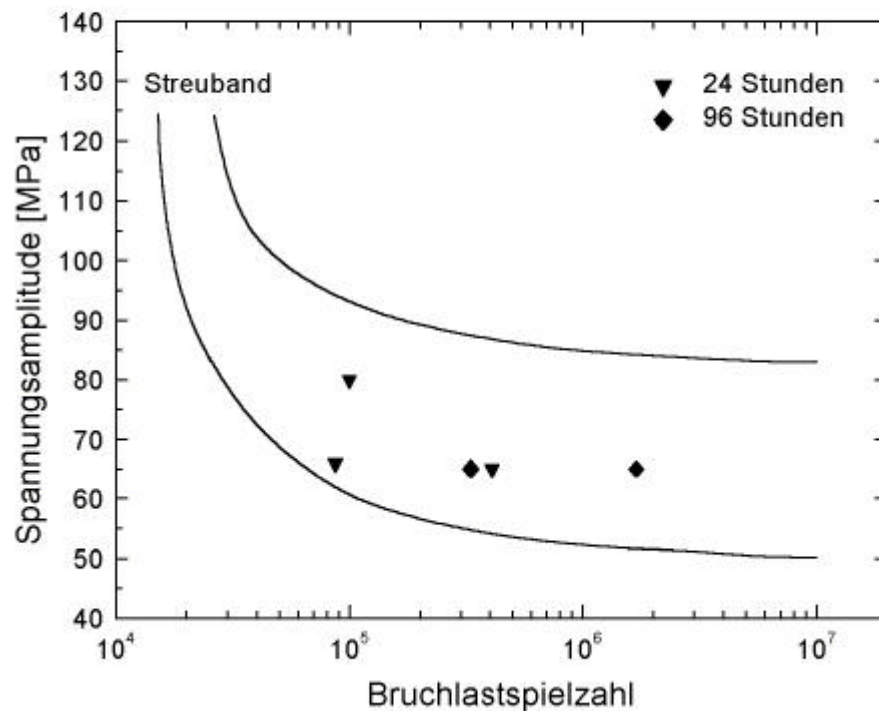


Abbildung 4.2.18 Ertragbare Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Lastwechsel für Proben aus Barrenmaterial hergestellt, Probenform A, ermittelt mit der Umlaufbiegeuntersuchung nach unterschiedlicher Vorkorrosionszeit im Salzsprühnebel, $R = -1$, $f = 50$ Hz.

Sind die Poren und Lunker dagegen klein und homogen verteilt, ist die Biegewechselfestigkeit abhängig von der Dauer der Vorkorrosion (Abbildung 4.2.19). Eine Korrosionszeit von einer Stunde hat keine Auswirkungen auf die Biegewechselfestigkeit. Die Wöhlerkurve ist mit der Referenzkurve identisch. Die Korrosion hat nicht zu einer wesentlichen Erhöhung der Oberflächenrauigkeit geführt. Nach einer Korrosionszeit von 48 Stunden im Salzsprühnebel hat die Oberflächenrauigkeit zugenommen (Abbildung 4.2.17a). Im LCF-Bereich keine Reduzierung der Biegewechselfestigkeit festzustellen. Im HCF-Bereich reduziert sich die maximale Spannungsamplitude für Dauerfestigkeitsverhalten auf $\sigma_a = 65$ MPa. Werden die Proben für 96 Stunden im Salzsprühnebel vorkorrodiert, zeigen sich tiefe Korrosionskerben (Abbildung 4.2.17b) und die Lebensdauern reduzieren sich sowohl im LCF- als auch im HCF-Bereich um eine Zehnerpotenz. Zu sehr hohen Spannungsamplituden fallen die Lebensdauern auf die der Referenzkurve. Die maximale ertragbare Spannungsamplitude für Dauerfestigkeitsverhalten beträgt $\sigma_a = 60$ MPa.

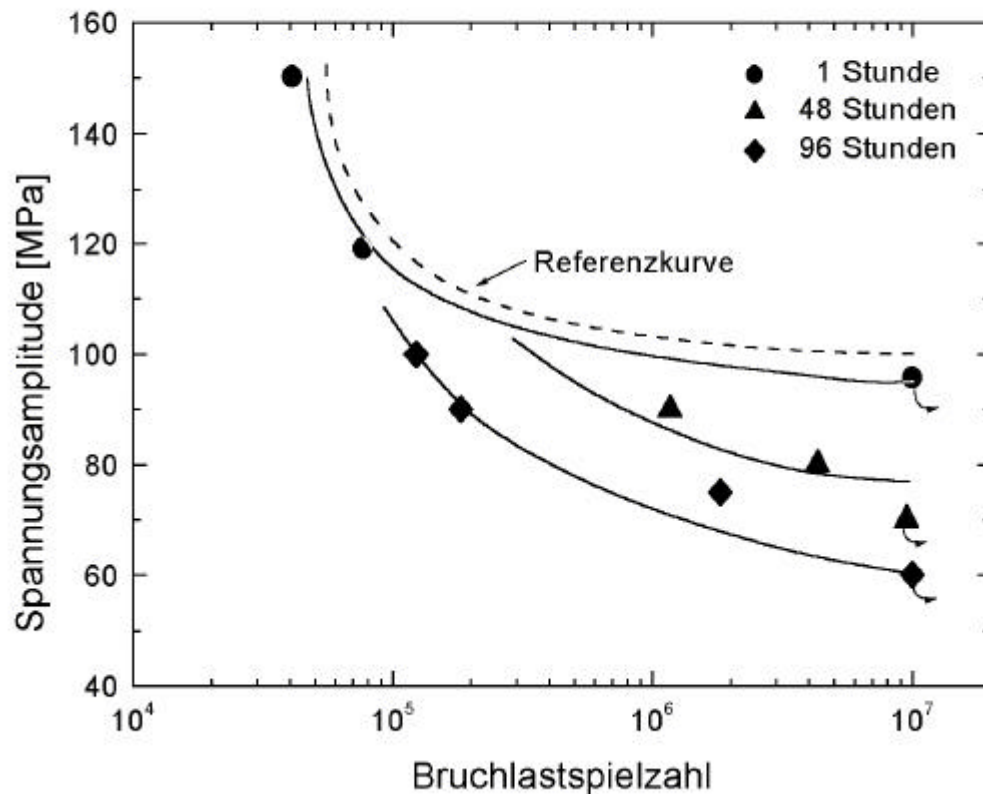


Abbildung 4.2.19 Ertragbare Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Lastwechsel für direkt gegossene Proben, Probenform B, nach unterschiedlichen Vorkorrosionszeiten im Salzsprühnebel, ermittelt mit der Umlaufbiegeuntersuchung $R = -1$, $f = 50$ Hz.

4.2.6 Einfluss von Frequenz und Korrosion auf die Lebensdauer

Um den Einfluss der in der Luft vorhandenen Feuchtigkeit auf die Biegewechselfestigkeit der im Salzsprühnebel für 96 Stunden vorkorrodieren Legierung zu untersuchen, wurde die Versuchsfrequenz auf $f = 5$ Hz reduziert. In Abbildung 4.2.20 sind die Biegewechselfestigkeits für spanabhebend bearbeitete und direkt gegossene Proben bei Versuchsfrequenzen von $f = 5$ und $f = 50$ Hz zusammengefasst.

Für beide Oberflächenzustände ist eine Abhängigkeit der Biegewechselfestigkeit von der Versuchsfrequenz festzustellen. Bei Spannungsamplituden von $\sigma_a = 80$ MPa bis $\sigma_a = 100$ MPa ist die Abhängigkeit der Lebensdauer von der Frequenz

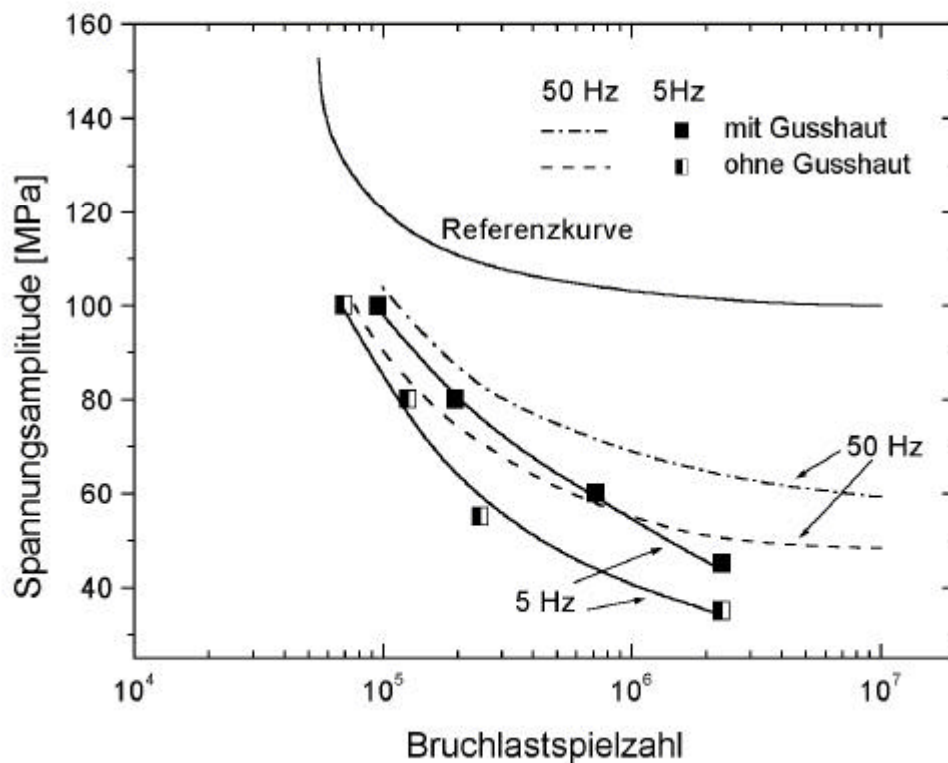


Abbildung 4.2.20

Ertragbare Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Lastwechsel für direkt gegossene Proben, Probenform B und spanabhebend bearbeitete Proben, Probenform C nach 96 Stunden Vorkorrosion im Salzsprühnebel, ermittelt mit der Umlaufbiegeuntersuchung $R = -1$, $f = 5$ Hz.

sehr gering. Die Lebensdauer für Proben ohne Gusschaut ist etwas kürzer. Bei niedrigeren Spannungen ist ein Frequenzeinfluss auf die Lebensdauer festzustellen. Bei einer Frequenz von $f = 5$ Hz sind die ertragbaren Lastwechsel um etwa eine Zehnerpotenz geringer als bei einer Frequenz von $f = 50$ Hz.

Nach einer Korrosion im Salzsprühnebel bleibt auf den Proben ein weißes Pulver zurück, welches man mit dem Finger abkratzen kann. In Abbildung 4.2.21 ist das Spektrum der Röntgenfeinstrukturanalyse der Korrosionsprodukte dargestellt. Als Hauptbestandteil ist die Verbindung $\text{Mg}(\text{OH})_2$ festzustellen. In etwas geringerer Menge ist die Verbindung $\text{Mg}_2(\text{OH})_3\text{Cl}$ im Korrosionsprodukt zu finden.

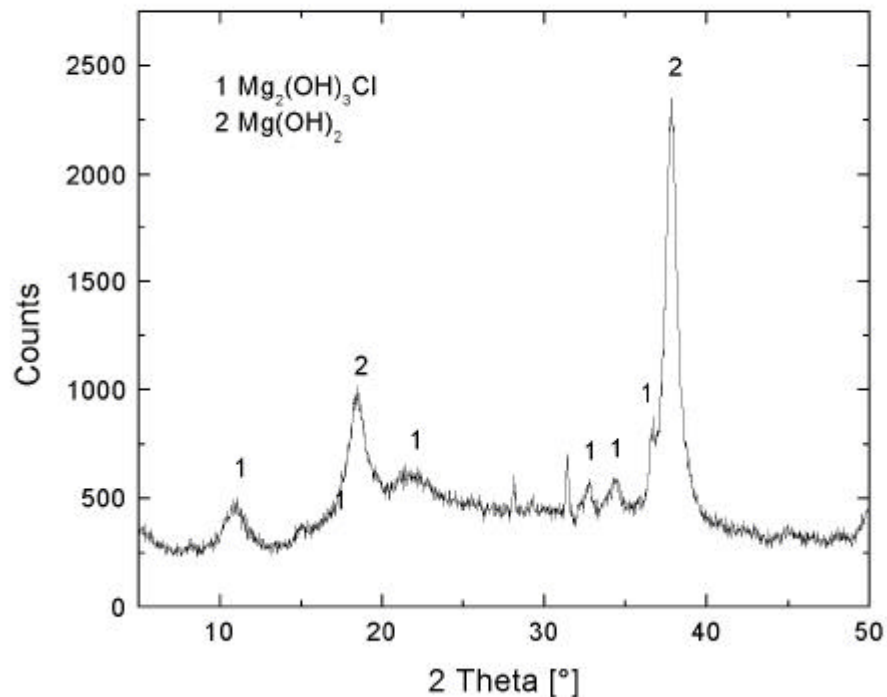


Abbildung 4.2.21 Röntgenfeinstrukturanalyse der Korrosionsprodukte auf direkt gegossenen Proben, nach 96 Stunden Korrosion im Salzsprühnebeltest.

4.2.7 Einfluss der Temperatur auf das Ermüdungsverhalten

Für die Magnesiumlegierung AZ91 hp konnte eine Temperaturabhängigkeit der Ermüdungslebensdauer festgestellt werden (Abbildung 4.2.22). Die maximal ertragbare Oberspannung für eine Lebensdauer größer 10^6 Lastwechsel beträgt bei Raumtemperatur (RT) $\sigma_{\max} = 95$ MPa. Bei einer Temperatur von $T = 150^\circ\text{C}$ beträgt diese maximale Spannung $\sigma_{\max} = 72$ MPa. Bei -40°C sinkt für eine Lebensdauer von mehr als 10^6 Lastwechseln die maximal ertragbare Spannung auf $\sigma_{\max} = 62$ MPa. Eine Ermüdung während einer zyklischen Temperaturveränderung (Abbildung 3.4) führt zu einer starken Reduktion der Lebensdauer. Diese liegt unterhalb der Ermüdungslebensdauer bei $T = -40^\circ\text{C}$ und bei $T = 150^\circ\text{C}$. Die ursprüngliche Idee, mit einem Superpositionsverfahren aus der Minimal-, bzw. Maximaltemperatur auf den Temperaturzyklus zu schließen, lässt sich somit nicht realisieren.

Die maximale Lebensdauer im HCF-Bereich wird bei Raumtemperatur erzielt. Im LCF-Bereich fallen die Wöhlerkurven zusammen. Für hohe Spannungen wird keine Temperaturabhängigkeit der Lebensdauer beobachtet.

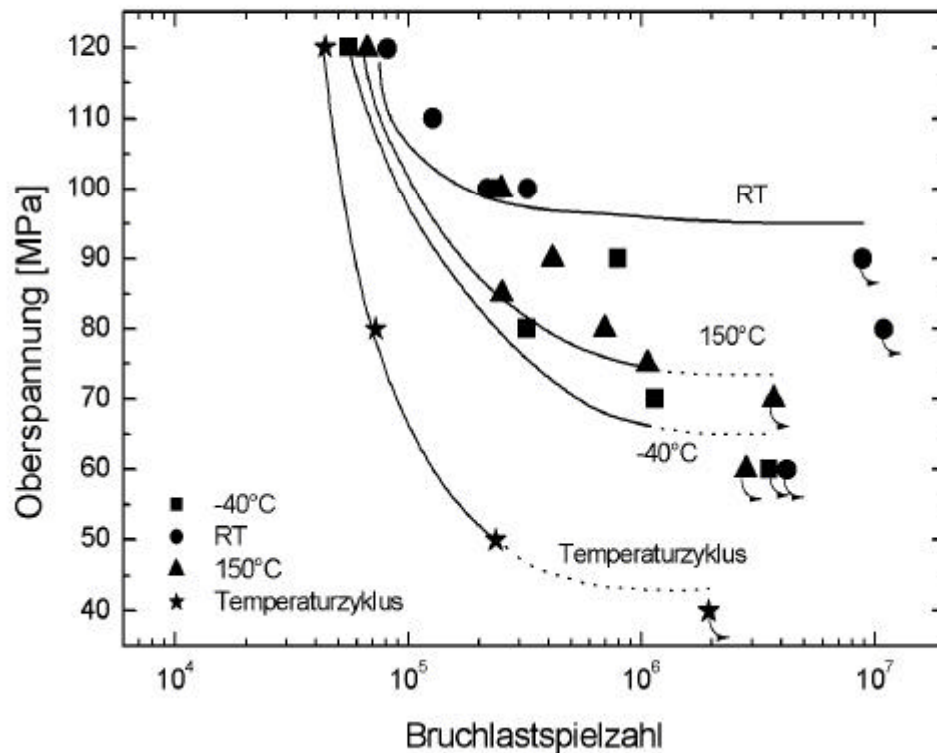


Abbildung 4.2.22 Ertragbare Oberspannung in Abhängigkeit der Lastwechsel für direkt gegossene Proben bei unterschiedlichen Temperaturen, ermittelt mit der Zug-Schwelluntersuchung, $R = 0,1$, $f = 25$ Hz.

Die Veränderung der Probenlänge in Abhängigkeit von der Zyklenzahl ist in Abbildung 4.2.23 dargestellt. Zu Versuchsbeginn ist bei $T = 150^\circ\text{C}$ eine rasche Zunahme der Länge mit der Zeit festzustellen. Die Geschwindigkeit der Längenänderung geht über die gesamte Lebensdauer nur mäßig zurück. Bis zum Bruch hat die Probe sich bei einer Oberspannung von $\sigma_{\max} = 80$ MPa um mehr als einen Millimeter verlängert. Bei Raumtemperatur ist zu Versuchsbeginn ebenfalls eine starke Verlängerung der Probe als Funktion der Lastwechsel zu beobachten. Mit zunehmender Versuchsdauer wird die Geschwindigkeit der Verlängerung immer geringer. Bis zum Bruch hat sich die Probe um $\Delta L = 0,8$ mm verlängert, wobei der Großteil der Verlängerung innerhalb der ersten 15000 Lastwechsel stattgefunden hat. Bei einer Temperatur von $T = -40^\circ\text{C}$ findet über den gesamten Versuchszeitraum keine Verlängerung der Probe als Funktion der Lastwechsel statt. Durch die Oberspannung von $\sigma_{\max} = 80$ MPa verlängert sich die Probe zu Versuchsbeginn um $\Delta L = 0,7$ mm, ihre Länge bleibt im weiteren Verlauf bis zum Bruch nahezu konstant.

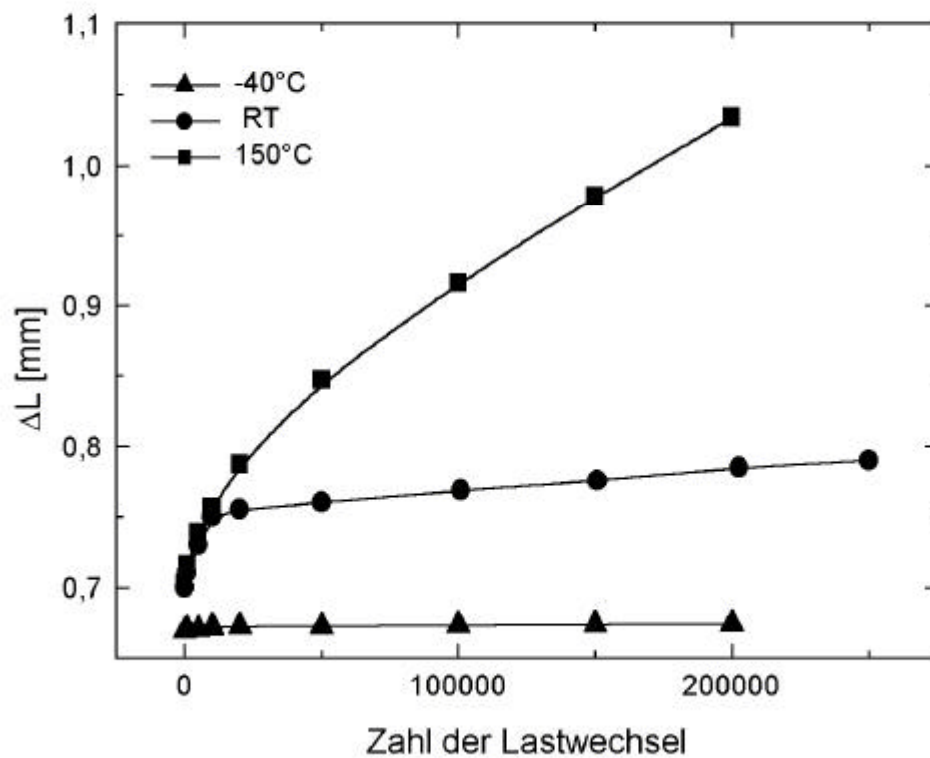


Abbildung 4.2.23 Zeitlicher Verlauf der Längenänderung bei der Zugschwelluntersuchung für direkt gegossene Proben, bei unterschiedlichen Temperaturen, $R = 0,1$, $\sigma_{\max} = 80 \text{ Mpa}$, $f = 25 \text{ Hz}$.

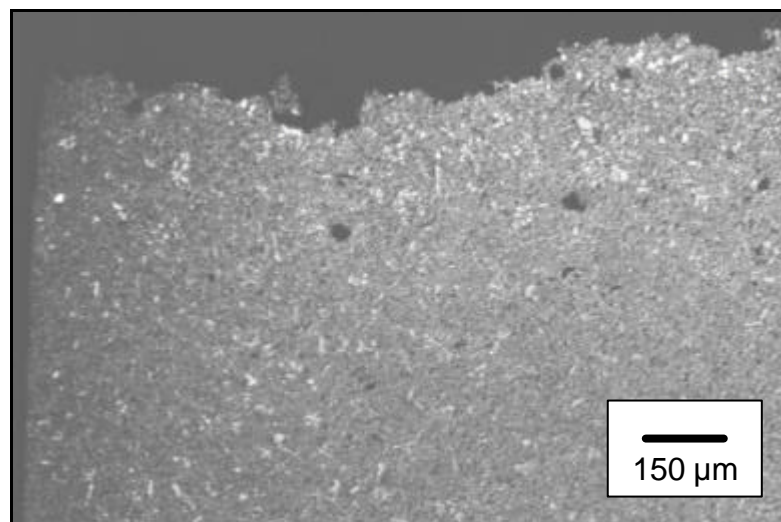


Abbildung 4.2.24a Bei $T = -40^\circ\text{C}$ ermüdet.

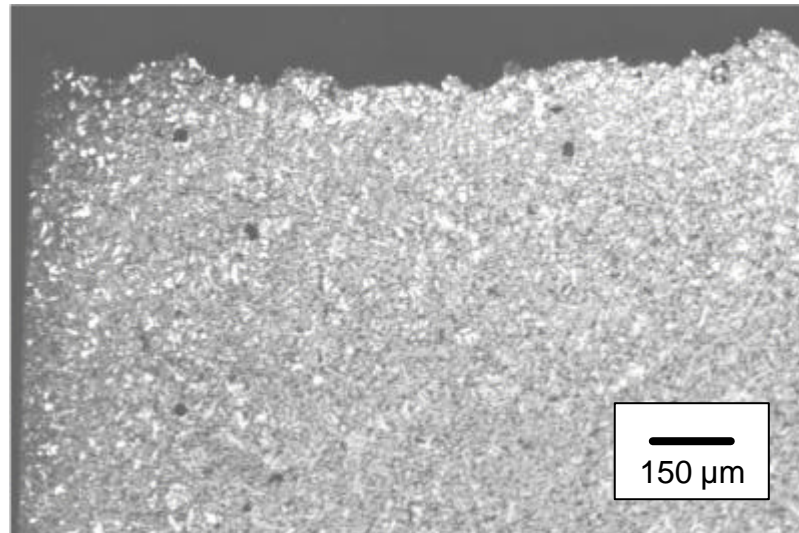


Abbildung 4.2.24b Bei Raumtemperatur ermüdet.

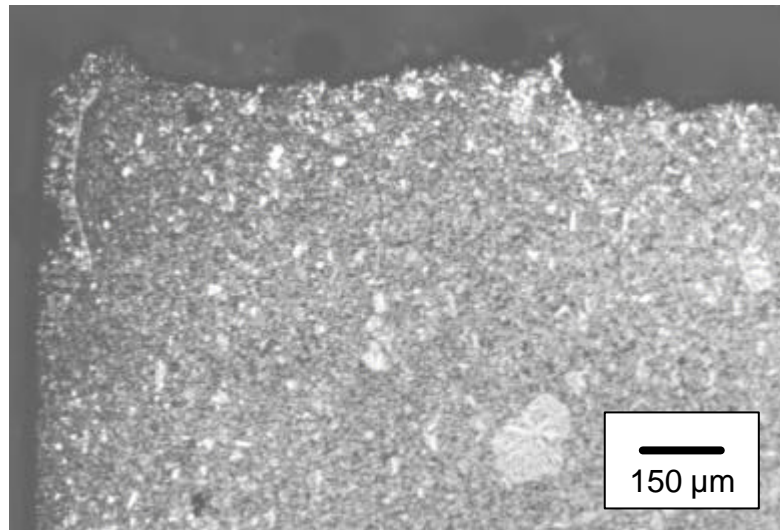


Abbildung 4.2.24c Bei $T = 150^{\circ}\text{C}$ ermüdet.

Abbildung 4.2.24 Lichtmikroskopische Aufnahmen von Längsschliffen der Bruchflächen direkt gegossener Proben, die bei unterschiedlichen Ermüdungstemperaturen mit der Zug-Schwelluntersuchung bis zum Bruch ermüdet wurden, $\sigma_{\max} = 100 \text{ MPa}$, $R = 0,1$; $f = 25 \text{ Hz}$.

Eine Analyse von Querschliffen (Abbildung 4.2.24) des Bruchpfades lässt erkennen, dass bei allen drei Temperaturen der Ermüdungsanriss und der eigentliche Ermüdungsriss transkristallin verlaufen. Bei $T = -40^{\circ}\text{C}$ sind die Bruchflächen sehr stark zerklüftet (Abbildung 4.2.24a). Bei RT ist der Rissverlauf wesentlich glatter (Abbildung 4.2.24b), bei einer Temperatur von $T = 150^{\circ}\text{C}$ ist der Riss beinahe eben (Abbildung 4.2.24c). Bei zyklischer Temperaturveränderung ist

das Bruchbild ähnlich rauh wie Bruchbilder von Proben, die bei $T = -40^\circ\text{C}$ getestet wurden.

Anhand der Tiefe des Ermüdungsrisses kann eine Abschätzung der Bruchzähigkeit durchgeführt werden. Die einzelnen Spannungsintensitätsfaktoren K für die unterschiedlichen Temperaturen sind mit Gleichung 4.1 (Hertzberg (1989)) errechnet worden, wobei σ die angelegte Oberspannung bezeichnet und a die Risttiefe.

$$K = 1,12 \cdot \sigma \sqrt{p \cdot a} \quad 4.1$$

Die Spannungsintensitätsfaktoren wurden jeweils über mehrere Proben gemittelt. Die so erhaltenen Werte entsprechen näherungsweise der Bruchzähigkeit K_{IC} für die jeweilige Temperatur und sind in Tabelle 4.1 zusammengefasst.

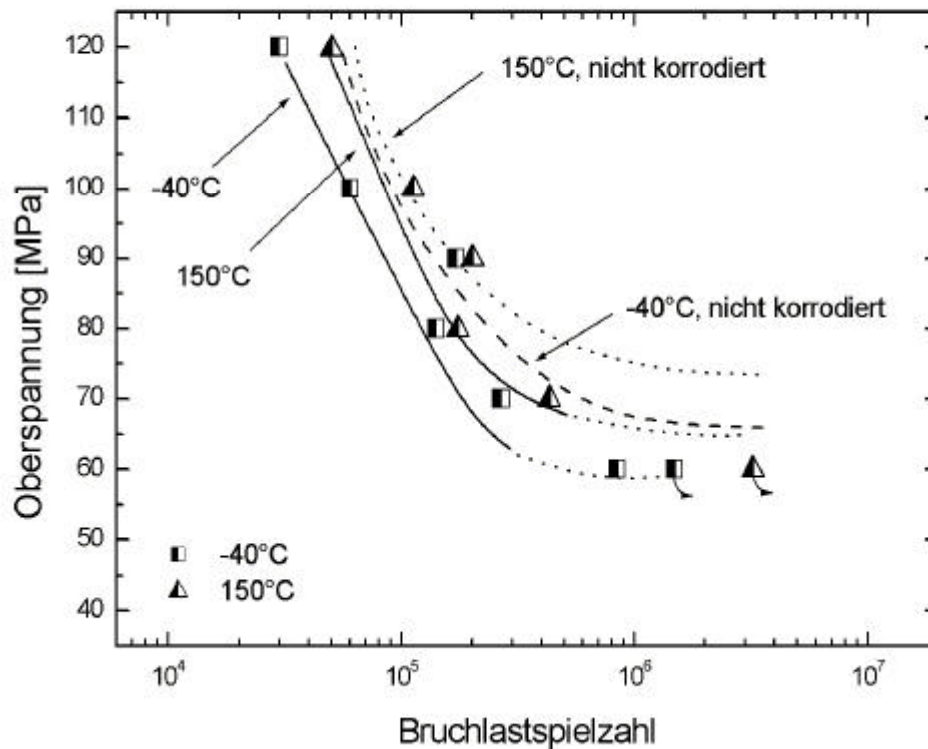


Abbildung 4.2.25

Ertragbare Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Lastwechsel bei unterschiedlichen Temperaturen für direkt gegossene Proben, nach einer 96 stündigen Vorkorrosion in 5% NaCl-Lösung, ermittelt mit der Zug-Schwelluntersuchung, $R = 0,1$, $f = 25$ Hz.

Temperatur	Bruchzähigkeit MPam ^{1/2}
-40°C	5,1
RT	8,2
150°C	6,0

Tabelle 4.1 Bruchzähigkeit direkt gegossener Proben, ermittelt aus der Bruchfläche in der Zug-Schwelluntersuchung gebrochener Proben bei unterschiedlichen Temperaturen.

Die Temperaturabhängigkeit und der Einfluss von Vorkorrosion auf die Ermüdungslebensdauer ist in Abbildung 4.2.25 dargestellt. Eine Vorkorrosion bewirkt bei $T = 150^\circ\text{C}$ eine Abnahme der maximal ertragbaren Oberspannung um 15 % auf $\sigma_{\max} = 65 \text{ MPa}$ für Lebensdauern größer 10^6 Lastwechsel. Im LCF-Bereich ist kein nennenswerter Unterschied in der Lebensdauer zwischen beiden Oberflächenzuständen gefunden worden. Bei $T = -40^\circ\text{C}$ reduziert sich durch eine Vorkorrosion die maximal ertragbare Oberspannung für Lebensdauern größer 10^6 Lastwechsel um 8% auf $\sigma_{\max} = 60 \text{ MPa}$. Im Gegensatz zu Temperaturen oberhalb von Raumtemperatur reduziert sich auch die Lebensdauer im LCF-Bereich. Die gesamte Wöhlerkurve wird durch Vorkorrosion zu kürzeren Lebensdauern verschoben.

4.3 Untersuchungen zum Korrosionsverhalten

4.3.1 Stromdichte-Potential-Kurven an Ermüdungsproben

In Abbildung 4.3.1 sind die Stromdichte-Potential-Kurven der Ermüdungsproben der Druckgusslegierung AZ91 hp jeweils mit und ohne Gusshaut zusammengefasst. Proben mit Gusshaut zeigen einen für diese Legierung typischen Kurvenverlauf (vergleiche Koch (1998)). Zwischen dem Startpotential von $U_S = -1650\text{mV}$ und dem sich einstellenden Ruhepotential von $U_R = -1350\text{mV}$ liegt der kathodische Bereich, in dem Wasserstoffionen zu Wasserstoff reduziert werden. Dies ist an einer starken Gasentwicklung zu erkennen. Nach Überschreiten des Ruhepotentials beginnt die aktive Auflösung der Legierung. Die Stromdichte steigt rasch sehr stark an, wobei kein Kurvenverlauf mit einem Plateau zu erkennen ist. Im anodischen Ast der Kurve löst sich das Metall unter anfänglicher Bildung lokaler Korrosionslöcher schnell auf. Bei Fortschreiten der Korrosion wird in zunehmendem Maße die gesamte Legierung korrodiert. Die lokalen Korrosionszellen entstehen bei der Druckgusslegierung mit Gusshaut um Bereiche, die mehr Aluminium und Mangan enthalten.

Ermüdungsproben ohne Gusshaut zeigen ein Ruhepotential von $U_R = -1505\text{mV}$. Der Stromdichte-Potential-Kurvenverlauf ist der gleiche, der Anstieg der Stromdichte im anodischen Teil verläuft jedoch steiler. Das Ruhepotential der Gusshaut ist um 155 mV höher als das der restlichen Legierung.

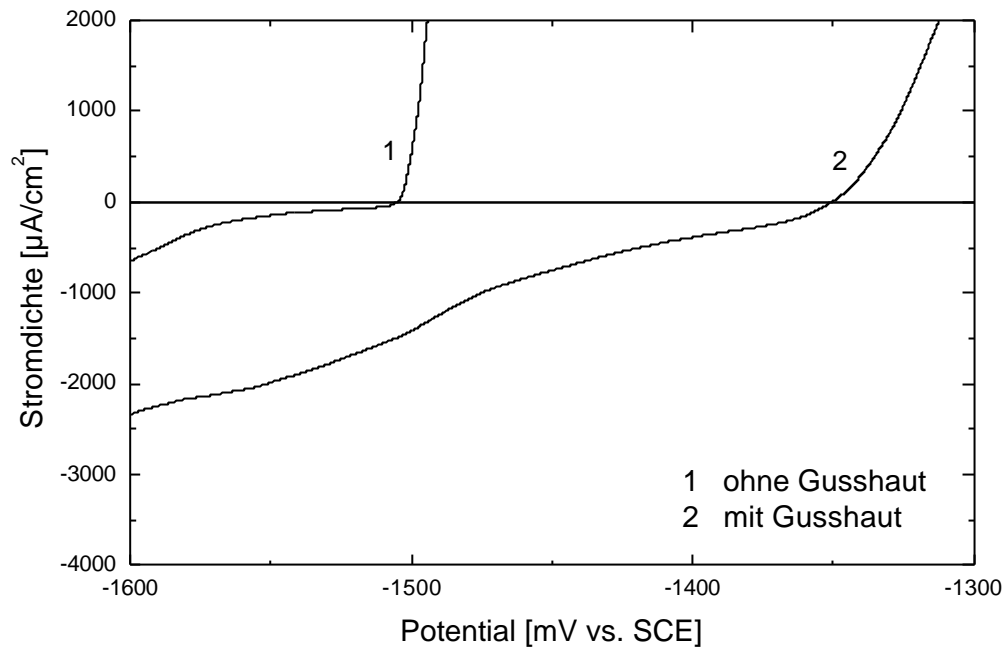


Abbildung 4.3.1 Stromdichte-Potential-Kurven von direkt gegossenen Proben und spanabhebend bearbeiteten Proben in 5 % NaCl-Lösung gemessen.

4.3.2 Korrosionsvorgänge bei verschiedenen Potentialen

Der Korrosionsangriff an einer polierten Probe in 5% NaCl-Lösung bei ihrem freien Korrosionspotential $U_R = -1505\text{mV}$ ist in Abbildung 4.3.2 dargestellt. Die Elektronenstrahlmikroanalyse zeigt kleine Partikel aus einer binären Mn-Al-Phase, die Ausgangspunkte des Korrosionsangriffes darstellen (Phasendiagramm: Anhang Abbildung 9.4). Diese Partikel stellen die Kathode dar, die umgebende Magnesium-Phase die Anode. An diesem Lokalelement beginnt die Korrosion. Es bildet sich eine Mulde um den Partikel aus. Die Oberfläche der Umgebung ist stark aufgeraut und mit zahlreichen Rissen durchsetzt.

Bei einer Polarisation im kathodischen Potentialbereich ist das Magnesium kathodisch geschützt. Dennoch ist ein Korrosionsangriff zu erkennen (Abbildung 4.3.3). Es zeigen sich blasenartige Gebilde, die im Inneren und in den umliegenden Bereichen $\text{Mg}(\text{OH})_2$ Plättchen enthalten. Weiterhin ist im Inneren der Blase eine Mn-Al-Ausscheidung zu erkennen.

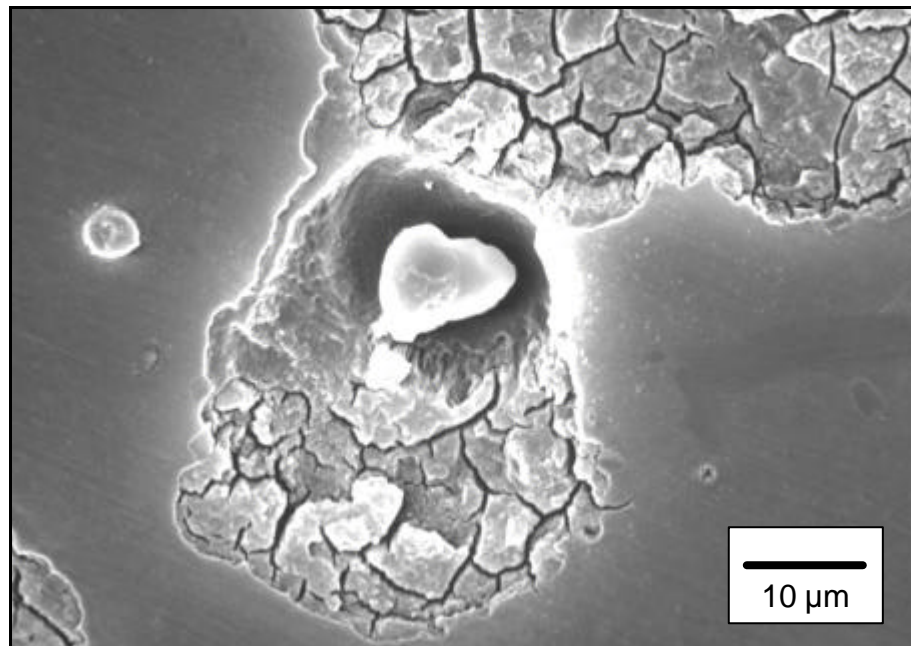


Abbildung 4.3.2 Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme einer mikroskopischen galvanischen Zelle an einem polierten Querschliff einer direkt gegossenen Probe.

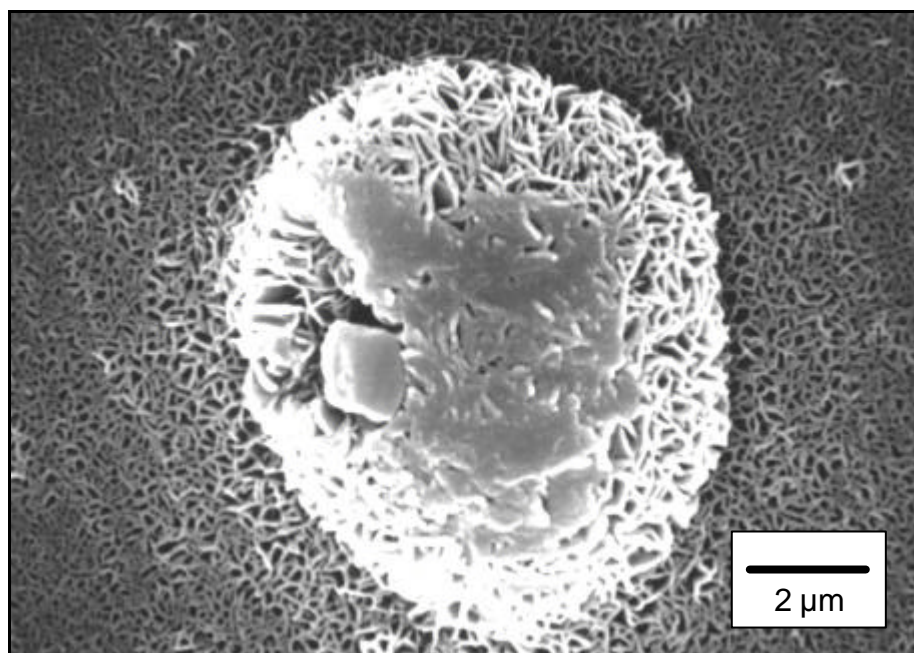


Abbildung 4.3.3 Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme einer Korrosionsblase an einem polierten Querschliff einer direkt gegossenen Probe.

4.4 Korrosion unter mechanischer Belastung

4.4.1 Auswirkungen auf die Schwingfestigkeit und das Bruchbild

Die ermittelten Werte der Ermüdungslebensdauer und der Korrosionszeitstandfestigkeit in 5 % NaCl-Lösung sind für die Magnesiumlegierung AZ91 hp mit und ohne Gusshaut in Abbildung 4.4.1 dargestellt. Zum Vergleich sind die Wöhlerkurven für unkorrodierte und im Dauertauchversuch für 96 Stunden vorkorrodierte Proben aufgetragen.

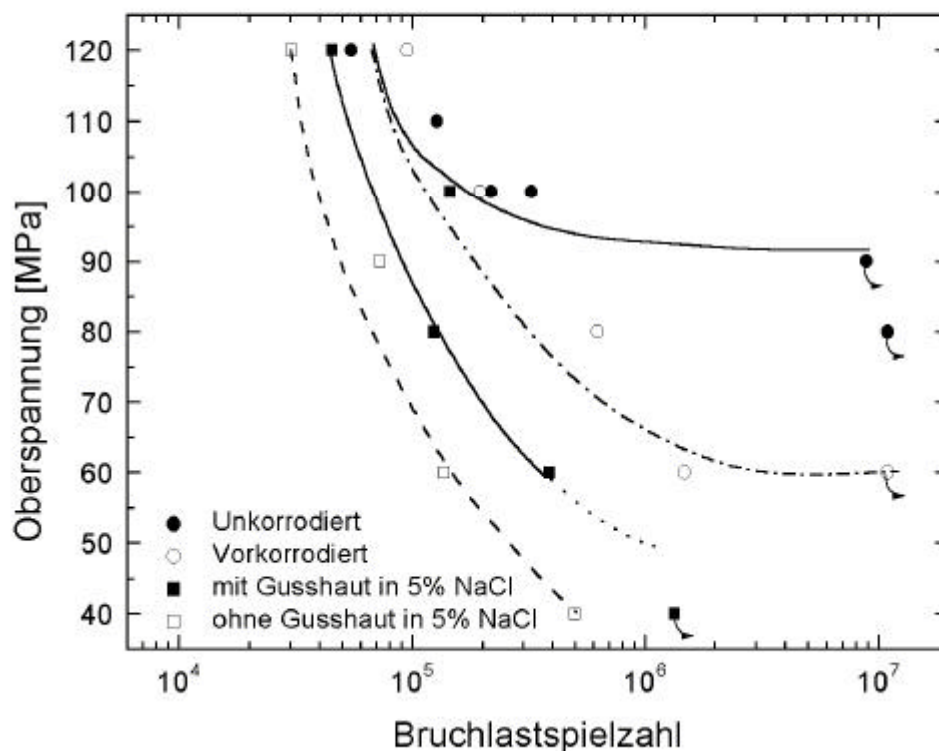


Abbildung 4.4.1

Ertragbare Oberspannungen in Abhängigkeit der Lastwechsel für direkt gegossene Proben, Probenform B und spangebend bearbeitete Proben, Probenform C, in 5% NaCl-Lösung, ermittelt mit der Zug-Schwelluntersuchung, $R = 0,1$, $f = 5$ Hz. Zum Vergleich: Wöhlerkurven von direkt gegossenen Proben, Probenform B und für 96 Stunden in 5% NaCl-Lösung vorkorrodierte Proben, Probenform B, ermittelt mit der Zugschwelluntersuchung, $R = 0,1$, $f = 25$ Hz.

Bei hohen Oberspannungen ($\sigma_{\max} = 120 \text{ MPa}$) ist kein Unterschied der Lebensdauer zwischen vorkorrodierten und in 5% NaCl-Lösung ermüdeten Proben festzustellen. Bei niedrigeren Oberspannungen sinken die ertragbaren Lastwechsel unter die Werte von vorkorrodierten Proben. Auf die Gründe wird in Abschnitt 5.4 näher eingegangen.

Ein Abknicken der Wöhlerkurve wird nicht beobachtet. Proben ohne Gusshaut, die in 5% NaCl-Lösung ermüdet werden, zeigen eine noch stärkere Reduzierung der Lebensdauer bei niedrigeren Spannungen. Die Lebensdauern liegen eine halbe Zehnerpotenz unterhalb der von Proben mit Gusshaut. Eine Dauerfestigkeit kann nicht festgestellt werden.

Die zum Bruch führenden Anrisse gehen von Lochfraßstellen aus (Abbildung 4.4.2), die statistisch verteilt auf der Prüffläche entstehen. Daher ist das Bruchbild von einem Ermüdungsbruch an Luft deutlich zu unterscheiden. Der Ermüdungsriß verläuft transkristallin. Bei genügend niedriger Oberspannung und entsprechend langer Versuchsdauer wird die Oberfläche immer stärker angegriffen und ist schließlich so stark aufgeraut, dass der dann eintretende Bruch auf Schwingungsrissskorrosion im aktiven Zustand schließen lässt.

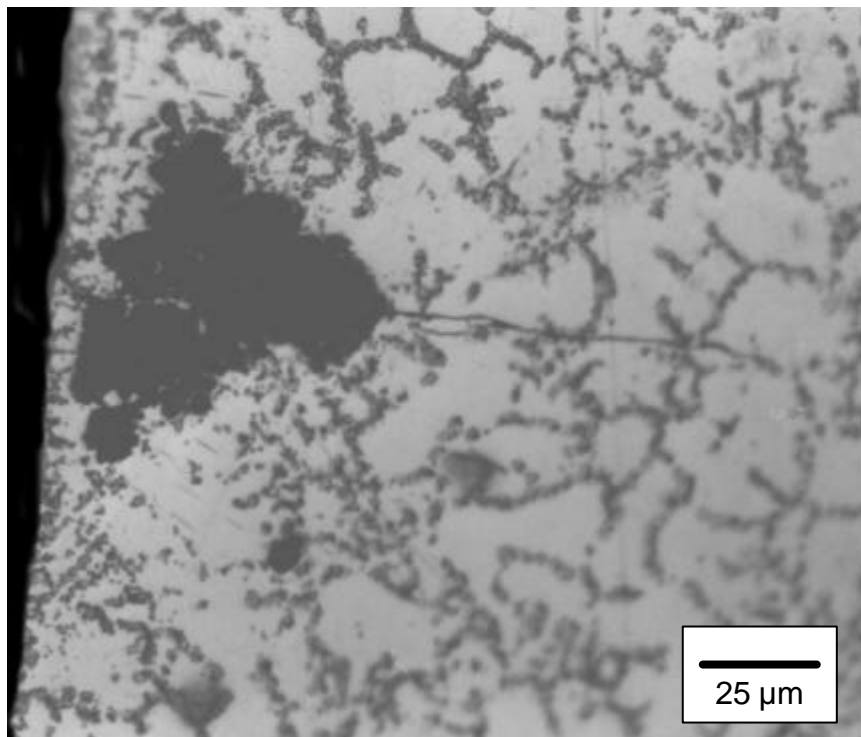


Abbildung 4.4.2

Lichtmikroskopische Aufnahme einer Lochfraßstelle im Längsschliff einer direkt gegossenen Probe nach Schwingungsrissskorrosion im aktiven Zustand in 5% NaCl-Lösung.

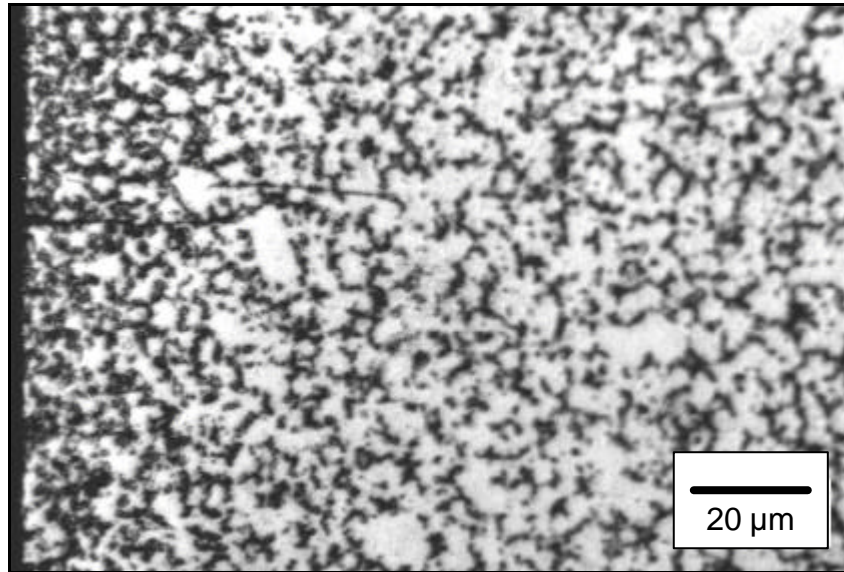


Abbildung 4.4.3 Lichtmikroskopische Aufnahme eines Sekundärrisses an einer direkt gegossenen Probe im Längsschliff, nach Schwingungsrisskorrosion im passiven Zustand in 5% NaCl-Lösung.

Anodische Stromdichte [mA/cm^2]	Bruchlastspielzahl
Außenstromlos	390000
0,1	187000
1	95000

Tabelle 4.4.1 Ertragene Lastspiele von direkt gegossenen Proben während Schwingungsrisskorrosion in 5% NaCl-Lösung unter galvanostatischen Bedingungen in der Zug-Schwelluntersuchung, $R = 0,1$, $\sigma_{\max} = 60\text{MPa}$, $f = 5\text{ Hz}$.

Proben ohne Gusshaut zeigen auch Schwingungsrisskorrosion im aktiven Zustand. Die bruchauslösenden Risse gehen stets von statistisch verteilten Lochfraßstellen aus. Mit zunehmender Versuchsdauer wird die Oberfläche immer stärker angegriffen. Die Schwingfestigkeit liegt unterhalb der Schwingfestigkeit von unbearbeiteten Proben. Auf Bruchflächen im Längsschliff sind einige Sekundärrisse ohne Lochfraß zu erkennen, was auf Schwingungsrisskorrosion im passiven Zustand deutet. An vorkorrodieren Proben konnten im Längsschliff keine Sekundärrisse festgestellt werden.

Bei Proben mit Gusshaut ist bei einer Polarisierung von 50mV unterhalb des Ruhepotentials eine Standzeitverlängerung zu beobachten. Für eine Oberspannung von $\sigma_{\max} = 80\text{ MPa}$ erhöht sich die Lebensdauer auf $1,2 \cdot 10^6$ Lastwechsel. Die Rissbildung erfolgt ohne Ausbildung von Lochfraß, es liegt Schwingungsrisskorrosion im passiven Bereich vor (Abbildung 4.4.3).

Eine Polarisierung der Proben im anodischen Bereich verkürzt die Standzeiten (Tabelle 4.4.1). Es wird die Lastspielzahl bis zum Bruch von Proben mit Gusshaut bei einer Oberspannung von $\sigma_{\max} = 60$ MPa angegeben. Es liegt Schwingungsrisskorrosion im aktiven Zustand vor. Die Ermüdungsbrüche gehen stets von Lochfraßstellen aus, die mit zunehmender Stromdichte stärker zerklüftet sind.

Bei der Prüfung im außenstromlosen Zustand, also beim sich einstellenden freien Korrosionspotential, liegt Schwingungsrisskorrosion im aktiven und im passiven Zustand vor, wobei Schwingungsrisskorrosion im aktiven Bereich dominiert.

4.4.2 Elektrochemische Untersuchungen

In Abbildung 4.4.5 sind die Stromdichte-Potential-Kurven für Ermüdungsproben mit und ohne Gusshaut während einer zyklischen mechanischen Last ($R = 0,1$, $\sigma_{\max} = 80$ MPa, $f = 5$ Hz) und ohne zusätzliche mechanische Belastung dargestellt.

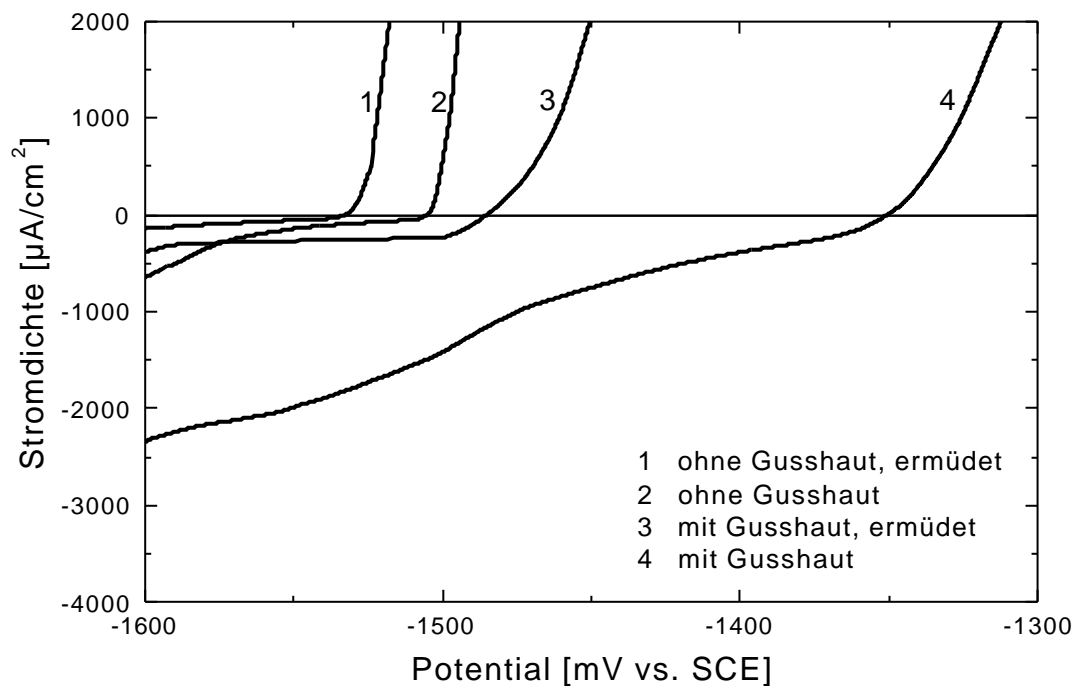


Abbildung 4.4.5

Stromdichte-Potentialkurven in 5% NaCl-Lösung von direkt gegossenen Proben und spanabhebend bearbeiteten Proben, Prüfung ohne zusätzliche mechanische Spannung und unter Zug-Schwellbelastung, $R = 0,1$, $\sigma_{\max} = 80$ MPa, $f = 5$ Hz.

Werden die Proben ohne Gusshaut während der elektrochemischen Prüfung zusätzlich zyklisch mechanisch belastet, verschiebt sich das Ruhepotential auf $U_R = -1532\text{mV}$. Der Kurvenverlauf ist dem ohne mechanische Last ähnlich, aber um $U = 30\text{ mV}$ in kathodischer Richtung verschoben. Bei einer zyklischen mechanischen Last reduziert sich das Ruhepotential von Proben mit Gusshaut auf $U_R = -1485\text{ mV}$. Der Kurvenverlauf im anodischen Ast ist gegenüber dem von unbelasteten Proben um $U = 135\text{ mV}$ in kathodischer Richtung verschoben. Der Abfall des Potentials unter Ermüdungsbelastung ist bei Proben ohne Gusshaut geringer als bei Proben mit Gusshaut. Die Verschiebung des Potentials beruht auf einem beschleunigten Ablauf der anodischen Teilreaktion. In Abschnitt 5.4 wird auf die Ursachen näher eingegangen.

In Abbildung 4.4.6 sind die zeitlichen Potentialverläufe für Proben mit und ohne Gusshaut unter einer zyklischen mechanischen Spannung ($R = 0,1$, $\sigma_{\max} = 80\text{ MPa}$, $f = 0,5\text{ Hz}$) dargestellt. Proben ohne Gusshaut zeigen ein freies Korrosionspotential von $U_R = -1548\text{mV}$. Unter einer zyklischen mechanischen Spannung ändert sich das Potential nicht systematisch. Bei Proben mit Gusshaut stellt sich ein freies Korrosionspotential von $U_R = -1512\text{mV}$ ein, wird eine zyklische mechanische Spannung angelegt ($R = 0,1$, $\sigma_{\max} = 80\text{ MPa}$, $f = 0,5\text{ Hz}$), oszilliert das freie Korrosionspotential um $\Delta U = 4\text{mV}$ mit der Schwingungsfrequenz.

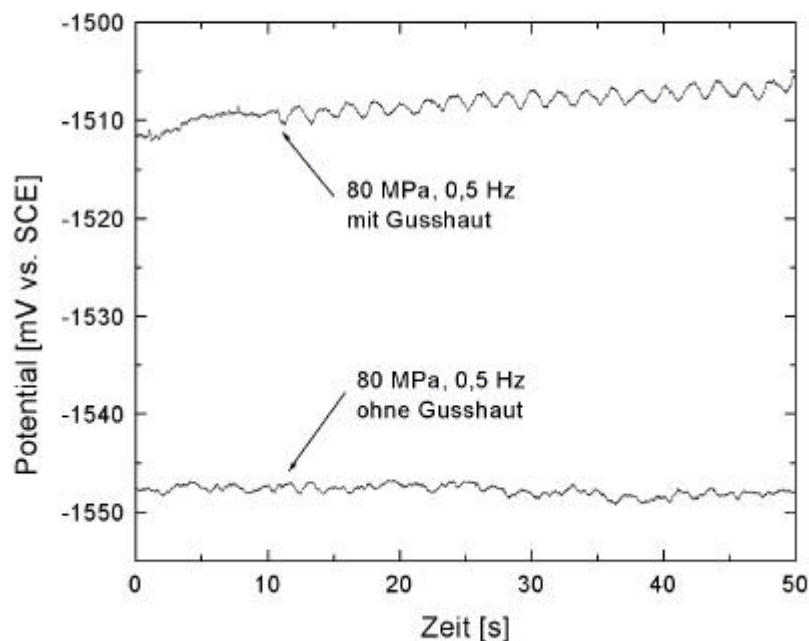


Abbildung 4.4.6

Zeitlicher Verlauf und Lage des freien Korrosionspotentials U_R in 5% NaCl-Lösung von direkt gegossenen Proben und spanabhebend bearbeiteten Proben bei einer Zug-Schwellbelastung $R = 0,1$, $\sigma_{\max} = 80\text{ MPa}$, $f = 0,5\text{ Hz}$.

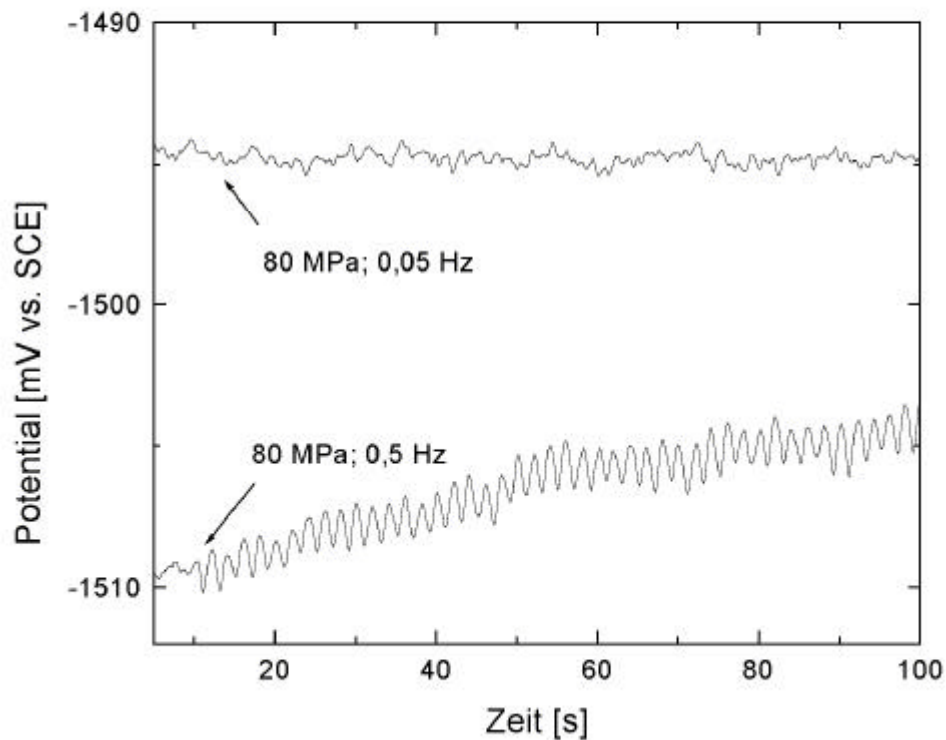


Abbildung 4.4.7 Zeitlicher Verlauf des freien Korrosionspotentials U_R von direkt gegossenen Proben in 5% NaCl-Lösung bei Zug-Schwellbelastung mit Versuchsfrequenzen $R = 0,1$, $\sigma_{\max} = 80$ MPa.

Die zeitlichen Verläufe des freien Korrosionspotentials unter einer zyklischen mechanischen Spannung bei Versuchsfrequenzen von $f = 0,05$ Hz und $f = 0,5$ Hz sind in Abbildung 4.4.7 dargestellt. Bei Anlegen einer zyklischen mechanischen Spannung mit der Frequenz $f = 0,05$ Hz wird keine systematische Veränderung des freien Korrosionspotentials beobachtet. Diese Beobachtungen werden in Abschnitt 5.4 näher erläutert.

In Abbildung 4.4.8 ist der zeitliche Verlauf des freien Korrosionspotentials und der Verlauf der Oberspannung aufgetragen. Das Oszillieren des Potentials beim Anlegen einer zyklischen Last ist abhängig von der Höhe der Oberspannung. Bei einer Oberspannung von $\sigma_{\max} = 40$ MPa oszilliert das Potential um $\Delta U = 2$ mV mit der Schwingspielfrequenz. Bei einer Oberspannung von $\sigma_{\max} = 80$ MPa beträgt die Potentialamplitude $\Delta U = 4$ mV. Eine Oberspannung von $\sigma_{\max} = 120$ MPa führt zu einer Potentialänderung von $\Delta U = 35$ mV. Die Spannungsabhängigkeit des freien Korrosionspotentials deutet auf Spannungsrissskorrosion hin. Dies wird in Abschnitt 5.4 diskutiert.

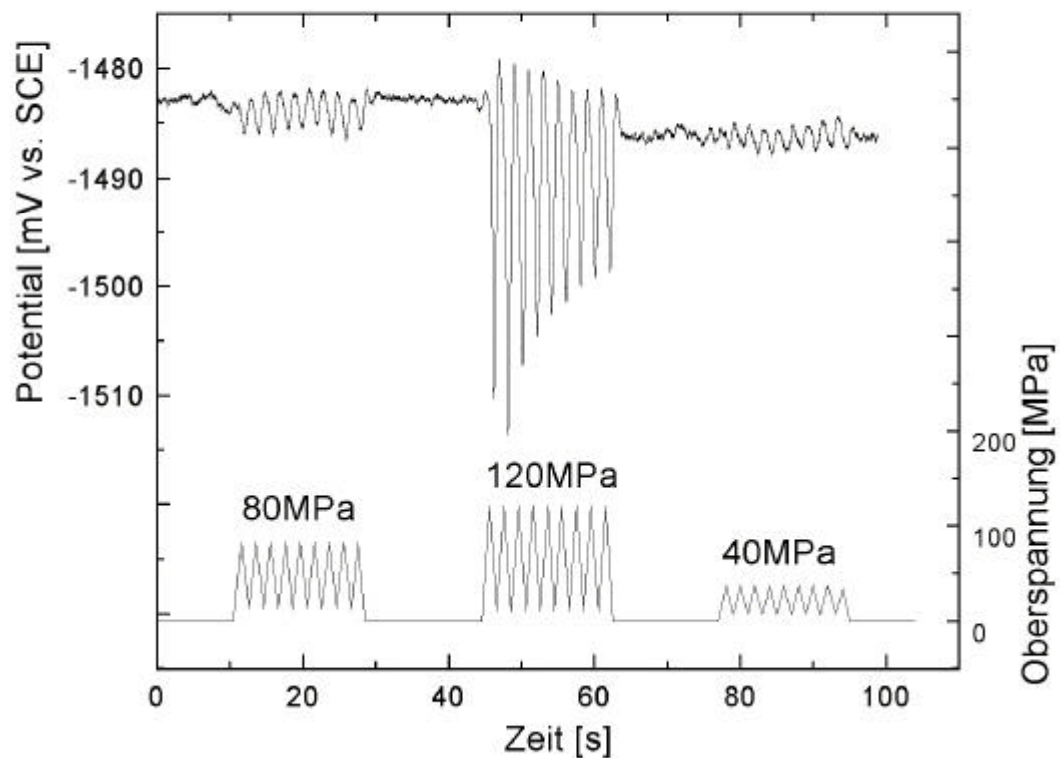


Abbildung 4.4.8 Zeitlicher Verlauf des freien Korrosionspotentials U_R von einer direkt gegossenen Probe in 5% NaCl-Lösung mit verschiedenen Oberspannungen bei der Zug-Schwellbelastung, $R = 0,1$, $f = 0,5$ Hz.

4.4.3 Zweistufenversuch

Den zeitlichen Verlauf des freien Korrosionspotentials einer vorkorrodierten Probe zeigt Abbildung 4.4.9. Die Proben wurden 96 Stunden in 5% NaCl-Lösung vorkorrodiert und anschließend 96 Stunden an Luft ausgelagert. Die Proben sind mit einem weißen Überzug bedeckt (Analyse siehe Abschnitt 4.1). Ohne mechanische Last stellt sich ein freies Korrosionspotential von $U_R = -1475$ mV ein. Wird eine zyklische mechanische Spannung angelegt ($R = 0,1$, $\sigma_{\max} = 80$ MPa, $f = 0,5$ Hz) schwingt das Potential anfänglich mit einer Frequenz von $f = 0,5$ Hz zwischen $U_o = -1460$ mV und $U_u = -1550$ mV. Bei unveränderter Frequenz verringert sich die Amplitude auf $\Delta U = 15$ mV. Wird die zyklische Spannung zurückgefahren, stellt sich wieder das ursprüngliche freie Korrosionspotential von $U_R = -1475$ mV ein. In Abschnitt 5.4 werden diese Beobachtungen diskutiert.

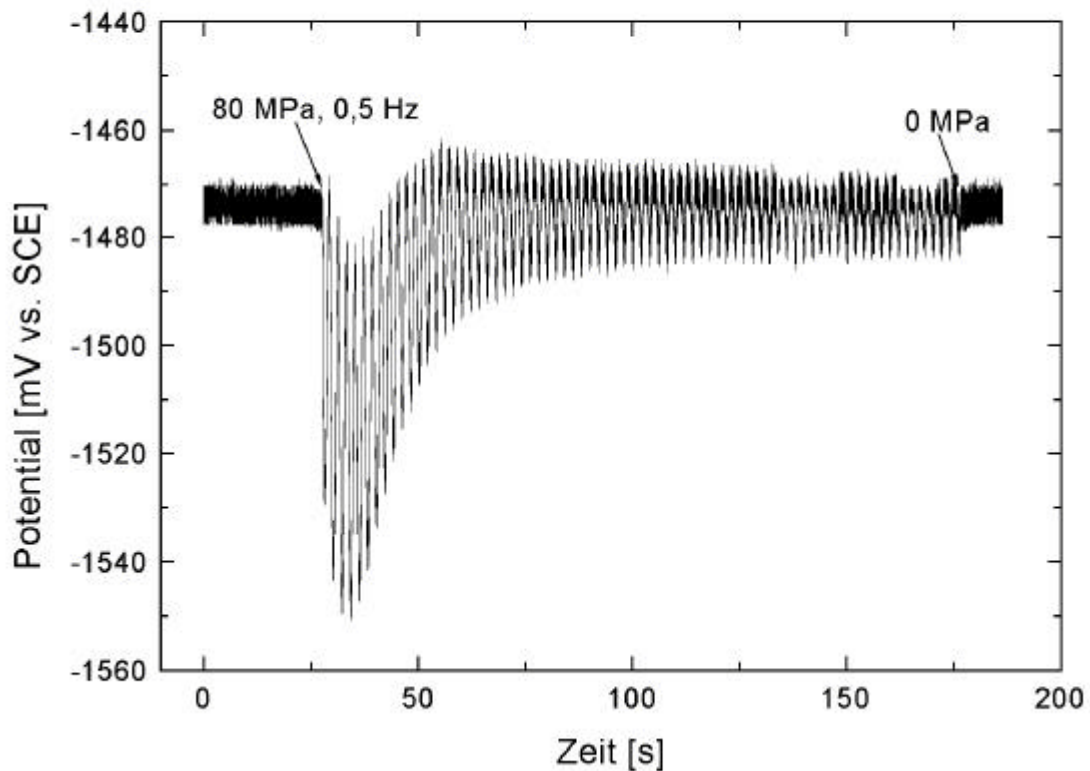


Abbildung 4.4.9 Zeitlicher Verlauf des freien Korrosionspotentials einer 96 Stunden vorkorrodierten und 96 Stunden an Luft gelagerten, direkt gegossenen Probe, gemessen in 5% NaCl-Lösung unter zyklische Belastung ($\sigma_{\max}=80$ MPa, $f = 0,5$ Hz, $R = 0,1$).

4.4.4 Statische Belastung

In Abbildung 4.4.10 ist der zeitliche Verlauf des freien Korrosionspotentials einer vorkorrodierten und an Luft ausgelagerten Probe zu sehen (siehe Abschnitt 4.4.3). Ohne mechanische Last stellt sich ein freies Korrosionspotential von $U_R = -1485$ mV ein. Wird eine statische mechanische Spannung mit $\sigma_z = 80$ MPa angelegt fällt das Potential sehr schnell auf $U_R = -1525$ mV. Danach steigt das Potential auf den ursprünglichen Wert. Eine Entlastung der Probe bewirkt eine Potentialsteigerung von $\Delta U = 5$ mV für sehr kurzer Dauer. Bei einem erneuten Anlegen der Spannung ist die Veränderung des Potentials noch geringer: Bei der ersten Wiederholung sinkt das freie Korrosionspotential auf $U_R = -1500$ mV, bei der zweiten Wiederholung auf $U_R = -1490$ mV. Die Ursachen werden in Abschnitt 5.4 diskutiert.

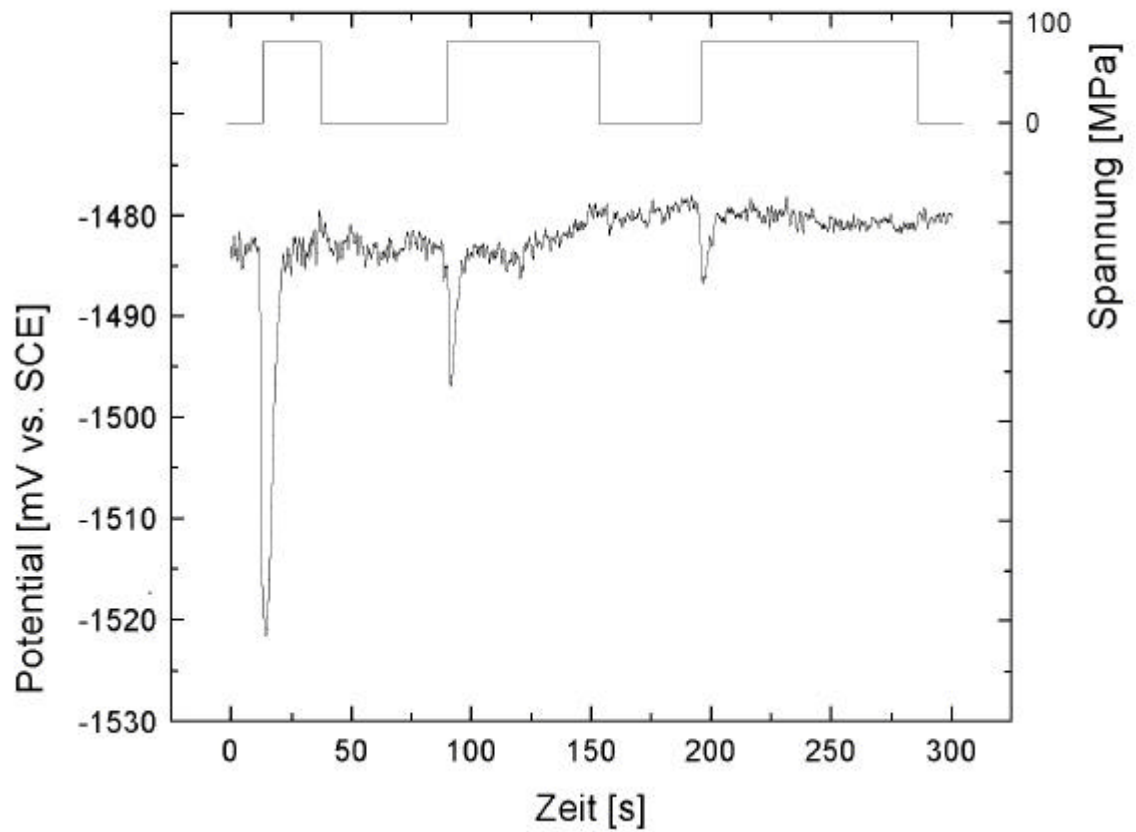


Abbildung 4.4.10

Zeitlicher Verlauf des freien Korrosionspotentials einer 96 Stunden vorkorrodierten und 96 Stunden an Luft gelagerten, direkt gegossenen Probe, gemessen in 5% NaCl-Lösung, Zugbelastung $\sigma_z = 80$ MPa.

4.4.5 Korrosion unter Zugspannung

In der Literatur existieren widersprüchliche Aussagen zum Zusammenhang zwischen Korrosion und mechanischen Spannungen. In Abschnitt 4.4.2 wurde gezeigt, dass sich durch eine zyklische mechanische Spannung das freie Korrosionspotential verändert. Unter Zugbeanspruchung zeigte sich die erwartete Verschiebung der Stromdichte-Potentialkurve zu negativeren Potentialen (Abbildung 4.4.11). Eine stärkere Verschiebung wird bei einer angelegten Zugspannung oberhalb der gemessenen Streckgrenze beobachtet.

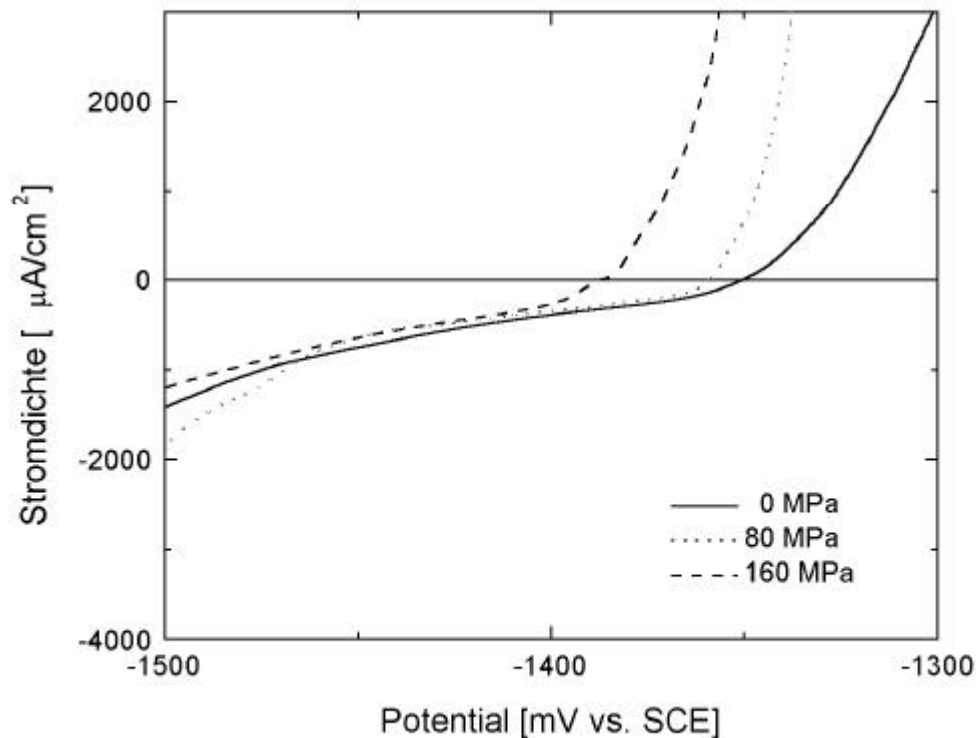


Abbildung 4.4.11 Stromdichte-Potential-Kurven in 5% NaCl-Lösung von direkt gegossenen Proben unter verschiedenen Zugspannungen σ_z .

In Abbildung 4.4.12 ist der zeitliche Verlauf des freien Korrosionspotentials unter Spannungsrissskorrosions-Bedingungen aufgetragen. Bei Anlegen einer Zugspannung von $\sigma_z = 180$ MPa sinkt das freie Korrosionspotential kurzzeitig auf $U_R = -1700$ mV. Bei weiterhin wirkender Zugspannung stellt sich das Potential auf über den gesamten Versuchszeitraum konstante $U_R = -1530$ mV ein. Beim Bruch der Probe sinkt das Potential kurzzeitig auf $U_R = -1730$ mV und schwankt anschließend um $U_R = -1525$ mV. Für Spannungsrissskorrosion an Stahl wird in Speckhardt (1970) auf verschiedene Stadien hingewiesen, die den in Abbildung 4.4.12 gezeigten typischen Verlauf der Potential-Zeit-Kurven ergeben. Dieser Kurvenverlauf wird an der Legierung AZ91 hp in 5% NaCl-Lösung erst oberhalb der ermittelten Streckgrenze ($R_{p0,2} = 150$ MPa, siehe Abschnitt 4.1) gefunden.

Abbildung 4.4.13 zeigt die Kriechkurven für Zugbelastung ($\sigma_z = 180$ MPa) in Luft und in 5% NaCl-Lösung. An Luft beträgt die Dehngeschwindigkeit $d\varepsilon/dt = 300 \mu\text{m}/\text{min}$ beim Anlegen der mechanischen Zugspannung und nimmt mit

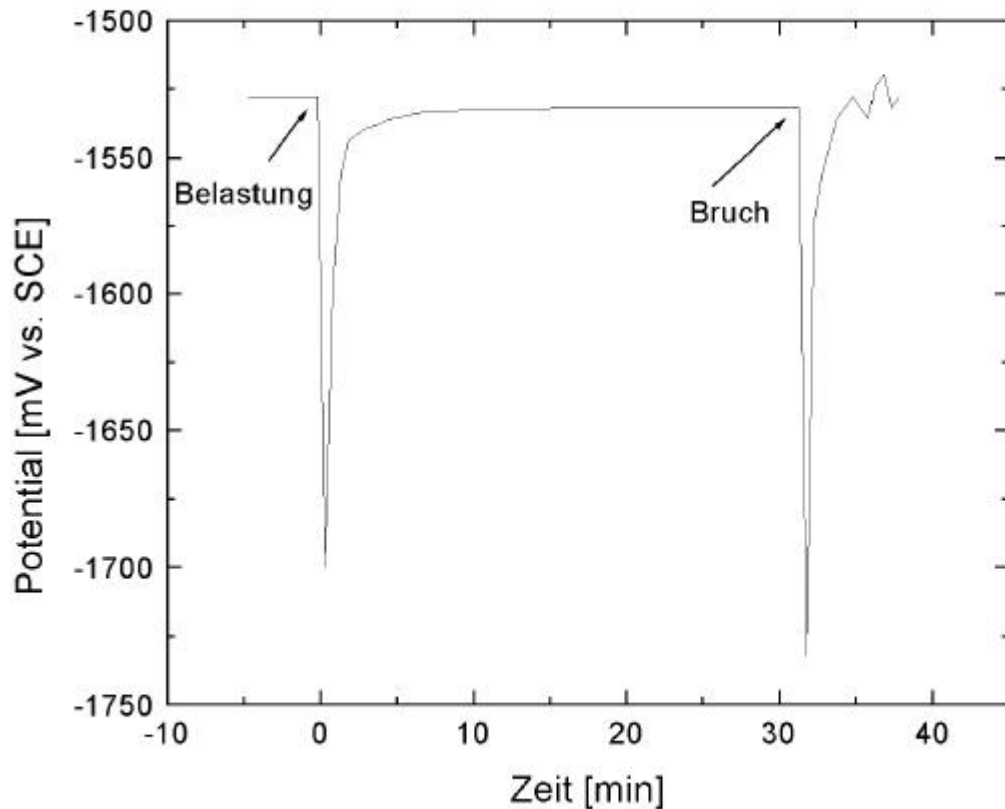


Abbildung 4.4.12 Zeitlicher Verlauf des freien Korrosionspotentials U_R in 5% NaCl-Lösung für eine direkt gegossene Probe unter Zugspannung $\sigma_z = 180$ MPa.

zunehmender Versuchszeit auf $d\varepsilon/dt = 0,1 \mu\text{m}/\text{min}$ ab. Im Elektrolyten ist der Verlauf der Dehngeschwindigkeit in Abhängigkeit der Zeit zu Versuchsbeginn gleich. Kurz vor dem Bruch (nach 30 min) steigt die Dehngeschwindigkeit schnell auf $d\varepsilon/dt = 300 \mu\text{m}/\text{min}$ an.

In Abbildung 4.4.14 sind die Standzeiten der Legierung AZ91 in wässriger 5%iger NaCl-Lösung in Abhängigkeit von der Zugspannung angegeben. Als Vergleich ist die Standzeit der Legierung bei maximaler Zugbeanspruchung an Luft eingetragen. Der untere Grenzwert für die Standzeit hängt nur von der Geschwindigkeit des elektrochemischen Angriffs ab. Bei Unterschreiten der Grenzspannung von $\sigma = 160$ MPa tritt keine Spannungsrisskorrosion auf. Erst oberhalb der gemessenen Streckgrenze ist mit Spannungsrisskorrosion in NaCl-Lösung zu rechnen.

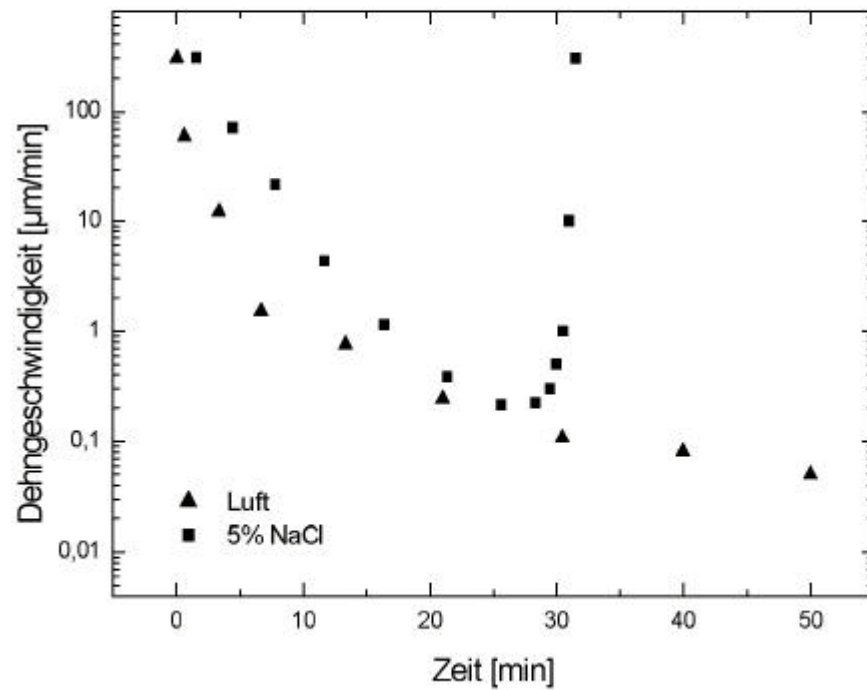


Abbildung 4.4.13 Dehngeschwindigkeit in Abhängigkeit der Zeit, von direkt gegossenen Proben in 5% NaCl-Lösung und an Luft, unter Zugspannung $\sigma_z = 180$ MPa.

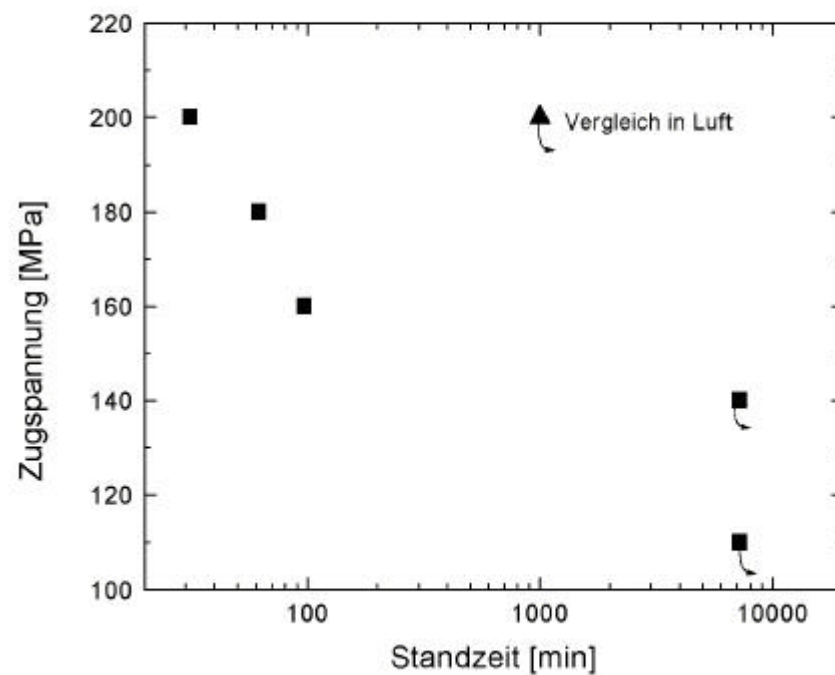


Abbildung 4.4.14 Standzeit direkt gegossener Proben bis zum Bruch in 5% NaCl-Lösung.

5 Diskussion

Mit den in dieser Arbeit ermittelten Ermüdungsdaten lassen sich die verschiedenen Einflüsse von Umgebungs- und Materialparametern auf die Ermüdungslebensdauer der Magnesiumdruckgusslegierung AZ91 hp qualitativ beschreiben. Die untersuchten Spannungsamplituden wurden so gewählt, dass gesicherte Tendenzen festgelegt werden können, aus denen auch extrapolierte Werte, z.B. für Dauerfestigkeit, abgeleitet werden können. Eine statistische Absicherung der Wöhlerkurven (Haibach (1989)) wurde, um die Zahl der zu untersuchenden Proben zu verringern, nicht durchgeführt. Da sämtliche Versuche an Proben einer Charge durchgeführt wurden, können die Einflüsse der verschiedenen Parameter auf das Ermüdungsverhalten quantitativ miteinander verglichen werden.

5.1 Ermüdungsverhalten

Die untersuchte Magnesiumdruckgusslegierung AZ91 hp zeigte in Umlaufbiegeuntersuchungen und Zug-Schwelluntersuchungen Dauerfestigkeitsverhalten. Das Abknicken der Wöhlerkurven findet bei einer Spannungsamplitude von $\sigma_a = 100$ MPa statt (Abbildung 4.2.1a). Unterhalb dieser Amplitude wurde kein Bruch mehr festgestellt. Für die Zug-Schwelluntersuchung findet das Abknicken bei einer Oberspannung von $\sigma_{\max} = 100$ MPa statt (Abbildung 4.2.1a).

Eine spanabhebende Bearbeitung des Werkstoffs AZ91 hp führt bei einer maximalen Wanddicke des Ausgangsmaterials von $d = 6$ mm zu einer Erhöhung der maximal ertragbaren Spannungsamplitude auf $\sigma_a = 115$ MPa (Abbildung 4.2.7). Die Erhöhung der Lebensdauer ist auf die plastische Verformung der Oberflächenzone und eine daraus resultierende Kaltverfestigung der beim Umlaufbiegeversuch maximal beanspruchten Randschicht zurückzuführen. Metallographische Untersuchungen zeigen umgeformte Zonen im Randbereich (Abbildung 4.2.8). Diese Umformungen im Rand führen zur Reduzierung von Fehlstellen und zum Einbringen von Druckeigenspannungen. Messungen des Mikrohärteverlaufs vom Randbereich ins Innere der Probe bestätigen die unterschiedlichen bzw. erhöhten Festigkeitseigenschaften im randnahen Bereich (Abbildung 4.2.9).

Im ASM Metals Handbook (1999) wird beschrieben, dass bei einer spanabhebenden Bearbeitung der Oberfläche, d.h. nach Entfernen der Gusshaut, eine Steigerung der maximal ertragbaren Spannung über der Lebensdauer erreicht wird, da die Gusshaut im Vergleich zur bearbeiteten Oberfläche rauher ist. Höhere Rauigkeit führt im Allgemeinen zu einer Abnahme der Lebensdauer, wie dies z.B. auch an Stahl von Speckhard (1967) nachgewiesen wurde. Eine polierte Oberfläche der Legierung führt zu einer Erhöhung der ertragbaren Spannungsamplitude. Eine erhebliche Reduzierung der Ermüdungslebensdauer durch die beim Herstellungsprozess entstehende raue Oberfläche (Gusshaut und Gussnähte) konnte in der vorliegenden Arbeit weder bei Umlaufbiege- noch bei

Zug-Schwell-Untersuchungen nachgewiesen werden. Weiterhin wurde gezeigt, dass durch Einbringen von Druckeigenspannungen in randnahen Bereichen die Ermüdungslebensdauer verlängert wird.

Bei der spanabhebenden Bearbeitung sind die Rolle der Verteilung der Poren und der verfestigenden Wirkung der Oberflächenbehandlung gegenläufig: Fehlstellen, die ursprünglich in tiefer gelegenen Bereichen vorhanden waren, kommen näher bzw. direkt an die Oberfläche. Dies kann zu einer Reduzierung der maximal ertragbaren Spannungsamplitude führen. Angeschnittene Poren oder Fehlstellen wirken als Kerben und sind deshalb besonders lebensdauerverkürzend. Die Verfestigung durch die spanabhebende Bearbeitung wirkt andererseits lebensdauererhöhend.

Bei einer Wanddicke von 10 mm bzw. 20 mm nimmt die Zahl von Poren und Fehlstellen stark zu. So ist bei großer Wandstärke die Streuung der Ermüdungslebensdauer auf die Anwesenheit der großen Poren zurückzuführen. Diese Poren stellen unter einer Ermüdungsbelastung den Rissursprung dar. Auf den Bruchflächen können auch Lunker (Abbildung 4.2.11) als Rissursprung identifiziert werden. Bei der Umlaufbiegeprüfung liegen in den Proben Spannungsgradienten in achsialer Richtung (verursacht durch die Probenform) und in radialer Richtung (verursacht durch die Belastungsbedingungen) vor. Somit hängt die Ermüdungslebensdauer nicht allein von der aufgebrachten maximalen Spannung ab, sondern von der Größe und der Position der Pore sowie der lokalen Spannung. Dies wird bei der Untersuchung der Bruchflächen der Proben, die nach 10^5 Lastwechseln bei einer Spannungsamplitude von $\sigma_a = 65\text{MPa}$ gebrochen sind, sehr deutlich (Abbildung 4.2.12): Der Rissursprung ist ein großer Lunker nahe der Probenoberfläche, also im Bereich der höchsten Spannung. Folglich zeigt diese Probe eine kurze Ermüdungslebensdauer im unteren Bereich des Streubandes. In praktischen Anwendungen, wo größere Volumina unter der höchsten aufgebrachten Spannung stehen, wird sich immer ein Lunker in oder nahe der unter hoher Spannung stehenden Oberfläche befinden. Aus diesem Grund wird der Streubereich der Ermüdungslebensdauer kleiner und die Lebensdauer kürzer sein. Somit ist die untere Grenze des Streubereiches repräsentativ für das Ermüdungslebensdauerverhalten dickwandiger Bauteile. Hierdurch wird die im allgemeinen niedrige Ermüdungslebensdauer von Proben erklärbar, die aus dickwandigen, industriell gefertigten Bauteilen entnommen wurden, wie dies auch Mayer et al. (1997), Schindelbacher und Rösch (1998) und Beste et al. (1998) berichten.

Eine Frequenzabhängigkeit (zwischen $f = 5\text{ Hz}$ und $f = 50\text{ Hz}$) der Ermüdungslebensdauer ist weder für Proben mit Gusshaut noch für Proben ohne Gusshaut feststellbar. Einige Autoren (Brown (1954), Eliezer et al. (1998) und Grinberg et al. (1978)) beobachten an Magnesium-Knetlegierungen, dass bereits Laborluft eine Korrosionsermüdung verursacht, da das reaktive Medium die Feuchtigkeit der Luft ist. Durch eine Verzehnfachung des Untersuchungszeitraums sollte sich diese Art der Korrosionsermüdung bemerkbar machen. Diese Vermutung wird allerdings durch die Versuche dieser Arbeit nicht bestätigt.

5.2 Temperaturabhängigkeit des Ermüdungsverhaltens

Es wurde festgestellt, dass sowohl eine Erhöhung der Umgebungstemperatur auf $T = 150^\circ\text{C}$ als auch eine Erniedrigung auf $T = -40^\circ\text{C}$ zu einer deutlichen Abnahme der Ermüdungslebensdauer führt (Abbildung 4.2.22). Wird während einer zyklischen mechanischen Belastung die Temperatur zyklisch variiert (Abbildung 3.4), ist eine weitere Reduzierung der Ermüdungslebensdauer festzustellen (Abbildung 4.2.22).

Die Temperaturabhängigkeit von Elastizitätsmodul und Fließgrenze ist in Abschnitt 4.1 dargestellt. Da bei Magnesiumlegierungen bereits ab ca. 100°C eine starke Kriechneigung festzustellen ist, überlagern sich die Ermüdungsvorgänge mit den zeitabhängigen Kriechvorgängen (Schwalbe (1980)). Bei hohen Spannungen und somit kurzen Lebensdauern ist der zeitabhängige Einfluss von Kriechvorgängen untergeordnet.

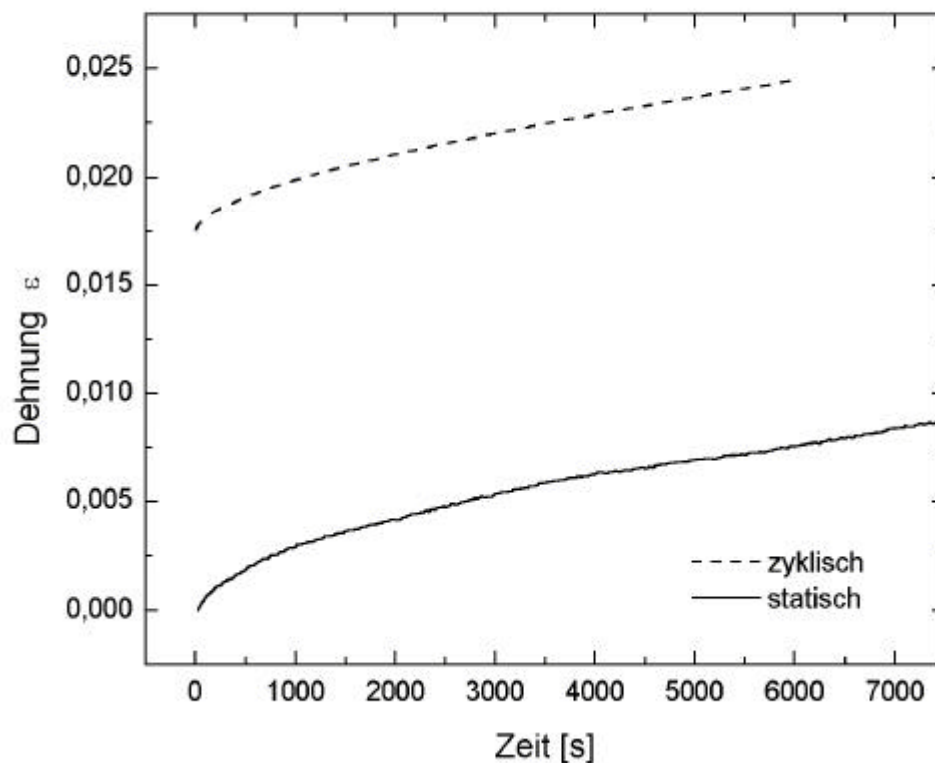


Abbildung 5.1

Dehnung der Magnesiumlegierung unter zyklischer Last mit einer Oberspannung $\sigma_{\max} = 80 \text{ MPa}$, $R = 0,1$ und Zugspannung $\sigma = 80 \text{ MPa}$ als Funktion der Zeit für direkt gegossene Proben, bei $T = 150^\circ\text{C}$.

Beim Vergleich von statischer Zugbeanspruchung (Abbildung 4.1.7) und dynamischer Zugschwellbeanspruchung (Abbildung 4.2.23) ergeben sich die in Abbildung 5.1 dargestellten Kriechkurven. Die Kriechgeschwindigkeit ist für beide Belastungsfälle gleich, bei einer dynamischen Last ist die gesamte Kriechdehnung von Anfang an höher.

Bei Temperaturen kleiner oder gleich Raumtemperatur ändert sich die Rissgeschwindigkeit mit abnehmender Temperatur verhältnismäßig wenig (Schwalbe (1980)). Bei $T = -40^{\circ}\text{C}$ ist die Ermüdungslebensdauer bei hohen Spannungen gegenüber Raumtemperatur wenig verändert.

Die Ursachen für die geringe Ermüdungslebensdauer während zyklischen Temperaturveränderungen (Abbildung 4.2.22) sind unklar. Hierzu wurden keine weiteren Untersuchungen durchgeführt und somit sind die Erklärungen spekulativ. Die Bruchbilder von Ermüdungsversuchen während zyklischen Temperaturveränderungen sind vergleichbar mit Bruchbildern von Proben, die bei $T = -40^{\circ}\text{C}$ getestet wurden (Abbildung 4.2.24a) und weisen einen ähnlich rauen Verlauf auf. Das Versagen der Proben findet stets im hohen Temperaturbereich statt. Es kommen zwei Ursachen in Betracht: Im Allgemeinen ist die Lebensdauer im LCF-Bereich ($<10^5$ Lastwechsel) überwiegend rissausbreitungskontrolliert. Die Rissbildung findet schon während der ersten Lastwechsel statt. Die Verkürzung der Lebensdauer kann durch eine Beschleunigung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit in der Hochtemperaturphase verursacht worden sein. Eine weitere Ursache könnte in der Anrissbildung beim Belastungszustand $R = 0,1$ zu finden sein, da hier die Zeit der Anrissbildung bis zu 50% der Lebensdauer ausmachen kann (Müller et al. (1999), Müller und Tertsch (1999)). Die Lebensdauer ist dann von der Rissbildung bestimmt. Beim verwendeten Temperaturzyklus kann eine Beschleunigung der Rissbildungsphase stattfinden. Ursachen hierfür können Zugspannungen sein, die sich während der Abkühlphase in der oberflächennahen Zone bilden.

5.3 Einfluss des Korrosionsverhaltens auf die Lebensdauer

Die Magnesiummatrix der Legierung AZ91 hp, der die Gusshaut spanabhebend entfernt wurde, löst sich um Mn-Al-Teilchen nach Gleichung 2.2 auf (Abbildung 4.3.2). Ursache hierfür ist die Lokalelementbildung im Elektrolyten durch unterschiedliche Potentiale von Magnesium und Mn-Al-Phase. Dieser Vorgang läuft solange ab, bis das Mn-Al-Teilchen vollständig von der Magnesiummatrix getrennt vorliegt und vom Elektrolyten weggeschwemmt wird. An dieser Stelle ist ein muldenförmiger Korrosionsangriff erkennbar. Die Kontaktkorrosionsreaktion kommt dann an dieser Stelle zum Erliegen. Durch die Muldenausbildung erfolgt dann ein lochfraßähnlicher Korrosionsangriff. Außerdem kommt es zur Freilegung von $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ -Teilchen, wodurch neue Korrosionszellen entstehen. Die Korrosion kann nun so lange fortschreiten, bis das gesamte α -Korn aufgelöst bzw. herausgefallen ist. Auf der aluminiumreichen Mn-Al-Phase ist die Oxidschicht stabiler als auf der nicht vollständig geschlossenen Schicht auf der Mg-Matrix.

Somit kommt es durch Risse in der Oxidschicht in direkter Nachbarschaft zum Mn-Al-Partikel zu Lochfraß.

Bei einer Erhöhung des anodischen Potentials steigt die Stromdichte sehr schnell an und es kommt zu einer starken Auflösung der Legierung. Hierbei entstehen lokale Korrosionslöcher, in welchen die Korrosion weiter fortschreitet. Diese Löcher entstehen bevorzugt an den oben beschriebenen mikroskopischen elektrochemischen Zellen.

Verursacht durch Mn-Al-Teilchen kommt es unterhalb des Ruhepotentials (im kathodischen Potentialbereich) zu einem lokalen Stromfluss und auf der Oberfläche und direkt unter der vorhandenen $\text{Mg}(\text{OH})_2$ -Schicht zur Bildung von Wasserstoff. Dieser kann zu Magnesiumhydrid weiter reagieren. In Kontakt mit Wasser kann sich schließlich Magnesiumhydroxid bilden. Die Gasentwicklung verursacht blasenartige Gebilde, in deren Inneren sich um die Mn-Al-Ausscheidung $\text{Mg}(\text{OH})_2$ -Plättchen bilden (Abbildung 4.3.3).

Die Gusshaut enthält Magnesiumoxid, Aluminiumoxid und Mischoxide (Abbildung 4.1.5 und Abbildung 4.1.6) und stellt einen Passivfilm dar. Durch die Gusshaut wird die anodische Teilreaktion (Gleichung 2.2) verlangsamt, wodurch das freie Korrosionspotential zu positiveren Werten verschoben wird (Abbildung 4.3.1) und der Anstieg der Stromdichte-Potentialkurve im anodischen Potentialbereich flacher verläuft. Durch lokale Fehlstellen im Passivfilm kann es zwischen geschützten Bereiche und Rissen zur Ausbildung galvanischer Zellen und zur Kontaktkorrosion kommen. Wegen der im Film vorhandenen Risse kann kein ausgeprägtes Plateau im Verlauf der Stromdichte-Potential-Kurve gefunden werden, wie es z.B. bei Aluminium oder bei rostfreiem Stahl der Fall ist, dennoch ist der Gusshaut eine gewisse Schutzfunktion zuzuschreiben.

Die Gusshaut besitzt auch eine schützende Funktion gegenüber einem Korrosionsangriff durch NaCl-haltige Lösungen. An eine Korrosion anschließende Ermüdung senkt die Zahl der Lastwechsel in Versuchsreihen ohne Gusshaut um etwa eine Zehnerpotenz unterhalb jene mit Gusshaut (Abbildung 4.2.13). Durch den Korrosionsangriff bilden sich scharfe Kerben, die den Rissbildungswiderstand erniedrigen. Kürzere Ermüdungslebensdauer wird durch tiefere Korrosionskerben verursacht. Die Probe versagt korrosionsbedingt. Dies bestätigt eine Bruchflächenanalyse mittels REM. Als Rissursprung ist eindeutig die Korrosionskerbe zu identifizieren (Abbildung 4.2.16).

Durch eine Vorkorrosion in einem chloridhaltigen Medium bilden sich Korrosionsprodukte auf der Metalloberfläche. Unter anderem bleiben nach einer Korrosion im Salzsprühnebel Chloridionen auf der Magnesiumoberfläche zurück (Abbildung 4.2.21). Diese Chloridionen haben zusammen mit der Luftfeuchtigkeit eine korrosive Wirkung auf die Magnesiumlegierung. Der sich bildende Elektrolytfilm vertieft vorhandene Korrosionskerben, da sich Chloridionen bevorzugt in diesen Kerben sammeln. Die Ermüdungslebensdauer ist nun von der Frequenz abhängig. Durch eine Reduzierung der Ermüdungsfrequenz und der damit verlängerten Versuchsdauer ist der Zeitraum der weitergehenden Korrosion länger, wodurch sich, verglichen mit Ermüdungsversuchen bei $f = 50 \text{ Hz}$, die

Lebensdauer bei $f = 5$ Hz weiter erniedrigt (Abbildung 4.2.20). Die Lebensdauern liegen nun auf gleichem Niveau wie die Proben, die in Abschnitt 5.4 diskutiert werden.

5.4 Schwingungs- und Spannungsrissskorrosion

Es ist anzunehmen, dass auch der Schwingungsrissskorrosion zuzuordnende Vorgänge eine Ursache für die bei niedrigen Frequenzen abfallende Biegegeweche selbstfestigkeit darstellen. Durch den gleichzeitigen korrosiven Angriff und die mechanische Ermüdung kommt es zu einer Reduzierung der Lebensdauer (Abbildung 4.4.1).

Im LCF-Bereich findet die Rissbildung durch Spannungskonzentration an Korrosionskerben statt, die unter Schwingungsrissskorrosions-Bedingungen bei kurzen Lebensdauern weniger stark ausgeprägt sind. Erst zu niedrigeren Spannungen und damit längeren Lebensdauern (HCF) spielt neben der Rissbildung auch der gesteigerte Rissfortschritt unter Schwingungsrissskorrosions-Bedingungen eine bedeutende Rolle.

Der flachere Anstieg der Stromdichte-Potentialkurve für Proben mit Gusshaut (Abbildung 4.3.1) ist auf die schützende Wirkung des Oxidfilms gegen einen korrosiven Angriff zurückzuführen. Durch eine mechanische Last kommt es zum Aufreißen dieses Schutzfilms und frische Metalloberfläche wird freigelegt. Die anodische Teilreaktion (Gleichung 2.2) wird beschleunigt, was in einer Verschiebung der Stromdichte-Potential-Kurven zu negativeren Potentialen zum Ausdruck kommt (Abbildung 4.4.5). Aluminium und Magnesium bilden in wässrigen Lösungen spontan $\text{Al}(\text{OH})_3$ bzw. $\text{Mg}(\text{OH})_2$ (Makar und Kruger (1993)), wodurch sich auf der frisch freigelegten Metalloberfläche wieder ein Schutzfilm bildet. Durch die zyklisch wiederkehrende Zugbeanspruchung entstehen aber immer neue Risse und vorhandene Risse werden wieder geöffnet und schreiten fort. Die freigelegte frische Metalloberfläche bildet mit der intakten Gusshaut ein Mischpotential aus, das um 4 mV negativer ist als das der Gusshaut. Nach Entlastung der Probe steigt das Potential auf den ursprünglichen Wert, weil vorhandene Risse geschlossen werden (Abbildung 4.4.6).

Ab einer Frequenz von $f = 0,05$ Hz ist keine Oszillation des Potentials mehr feststellbar (Abbildung 4.4.7), weil sich dann die Risse in der Schutzhaut durch Bildung von $\text{Al}(\text{OH})_3$ und $\text{Mg}(\text{OH})_2$ ausreichend schnell wieder schließen.

Die durch das Aufbrechen der Gusshaut verursachte Potentialänderung ist von der Höhe der mechanischen Last abhängig (Abbildung 4.4.8). Bei hoher Oberspannung ($\sigma_{\text{max}} = 120$ MPa) fällt die Potentialänderung innerhalb der gewählten Zykluszahl deutlich ab. Bei hohen Lasten entstehen tiefere bzw. mehr Risse, wodurch ein höherer Anteil an frischer Metalloberfläche als bei niedrigeren Spannungen entsteht. Eine größere Oberfläche bedeutet eine Beschleunigung der anodischen Teilreaktion, was zu einem höheren Stromfluss und somit zu einer größeren Verschiebung des freien Korrosionspotentials zu negativeren Potentialen führt. Die Ausbildung einer schützenden $\text{Mg}(\text{OH})_2$ -Schicht bewirkt die

Amplitudenverkleinerung der Oszillation des freien Korrosionspotentials (Abbildung 4.4.8).

Bei der Magnesiumlegierung AZ91 hp liegen Schwingungsrissskorrosion im aktiven (Abbildung 4.4.2) und Schwingungsrissskorrosion im passiven Oberflächenzustand (Abbildung 4.4.3) vor. Durch eine anodische Polarisierung kommt es zu einer Verschiebung des Potentials und zu einer Erhöhung des Korrosionsstroms. Dadurch beschleunigt sich die anodische Auflösung des Magnesiums und es bilden sich schneller Korrosionskerben, wodurch sich die Lebensdauer verkürzt (Tabelle 3.4.1). Es liegt nur noch aktive Schwingungsrissskorrosion vor. Die Ermüdungslebensdauer wird außerdem durch Wasserstoffversprödung beeinflusst. Diese Versprödung entsteht schon im kathodischen Potentialbereich durch Hydridbildung.

Der bei den vorkorrodierten Proben gebildete weiße Überzug auf der Oberfläche und die darunterliegende Gusschicht reißen unter mechanischer Last auf. Die freie Metalloberfläche bildet mit der Schicht aus Korrosionsprodukten ein Mischpotential, wodurch sich das gemessene freie Korrosionspotential zu negativeren Werten verschiebt (Abbildung 4.4.9). In der wässrigen NaCl-Lösung bildet sich im Riss eine neue korrosionshemmende Schicht aus Magnesiumhydroxid, wodurch die Amplitude und das freie Korrosionspotential wieder auf den ursprünglichen Wert steigen. Wird die Probe nun entlastet, schließt sich der Riss. Bei einer erneuten Zugbelastung kommt es nur an der Risspitze zur Zerstörung der Schutzschicht. Die größere Potentialdifferenz zwischen Oberfläche und frischer Metalloberfläche führt zu einer höheren Auflösungsgeschwindigkeit des Magnesiums und somit zu einem stärkeren Korrosionsangriff. Diese Vorstellung wird in aufeinanderfolgenden Korrosions- und Ermüdungs-Versuchen bestätigt (Abbildung 4.2.18).

Verglichen mit der Standzeit an Luft wird durch statische, mechanische Spannungen unterhalb der Streckgrenze in chloridhaltigen Lösungen keine Verkürzung festgestellt (Abbildung 3.5.4). Spannungen oberhalb der Streckgrenze führen durch Spannungsrissskorrosion zu einer deutlichen Verkürzung der Standzeit.

Der korrosive Angriff des Elektrolyten kann durch kathodischen Schutz reduziert werden. Durch eine kathodische Polarisierung besteht die Möglichkeit des kathodischen Schutzes von Magnesiumlegierungen, was auch von Senf (2000) in Erwägung gezogen wird. Die Lebensdauer wird verlängert und es ist nur Schwingungsrissskorrosion im passiven Oberflächenzustand festzustellen. Maßnahmen, die zum Korrosionsschutz dienen, wirken sich direkt auf eine Verlängerung der Lebensdauer aus, wenn sie effektiv vor korrosiver Kerbbildung schützen.

6 Schlussfolgerung und Bedeutung für die Praxis

Aus den Ermüdungsdaten lassen sich die Auswirkungen verschiedener im Automobilbau auftretender Einflüsse auf die Magnesiumlegierung AZ91 hp qualitativ und quantitativ beschreiben.

Die Legierung zeigt in Umlaufbiegeuntersuchungen und Zug-Schwelluntersuchungen Dauerfestigkeitsverhalten. Ein Einsatz der Druckgusslegierung AZ91 hp als Konstruktionswerkstoff ist somit möglich. Der Einsatz kann mit der beim Herstellungsprozess entstehenden Oberfläche, der Gusshaut, erfolgen. Eine erhebliche Reduzierung der Ermüdungslebensdauer durch die vorhandene Oberflächenrauigkeit und die Gussnähte konnte weder in der Umlaufbiege- noch in der Zug-Schwell-Untersuchung nachgewiesen werden. Eine spanabhebende Bearbeitung der Oberfläche führt bei einer maximalen Wanddicke des Ausgangsmaterials von 6 mm zu einer Erhöhung der Lebensdauer. Somit ist bei einer Herstellung von z.B. planen Flächen durch eine spanabhebende Bearbeitung nicht mit einer Erniedrigung der Ermüdungslebensdauer zu rechnen. Einschränkungen der Lebensdauer sind erst dann zu erwarten, wenn die Wandstärke mehr als 6 mm beträgt. Es existieren dann zahlreiche Poren und Lunker, die zu einer deutlichen Reduzierung und Streuung der Ermüdungslebensdauer führen. Für diesen Fall müssen die unteren Grenzen des Streubandes der an kleinen Laborproben bestimmten Wöhlerkurve angenommen werden. Durch eine mechanische Bearbeitung ist dann von einer weiteren Reduzierung der Lebensdauer auszugehen, da die Oberfläche näher an den fehlerhaften Bereich rückt und Poren und Lunker angeschnitten werden. Durch Spannungserhöhung durch Kerbwirkung sinkt die Lebensdauer ab. Die Ermüdungsfrequenz hat in dem untersuchten Bereich zwischen $f = 5 \text{ Hz}$ und $f = 50 \text{ Hz}$ keinen Einfluss auf die Lebensdauer.

Es wurde festgestellt, dass sowohl eine Erhöhung der Umgebungstemperatur auf $T = 150^\circ\text{C}$ als auch eine Erniedrigung auf $T = -40^\circ\text{C}$ zu einer deutlichen Abnahme der Ermüdungslebensdauer führt. Wird während einer zyklischen mechanischen Belastung die Temperatur in diesem Bereich zyklisch variiert, ist eine weitere Reduzierung der Ermüdungslebensdauer festzustellen. Für beide Temperaturen besteht weiterhin Dauerfestigkeitsverhalten. Als nicht unproblematisch ist deshalb ein Einsatz der Druckgusslegierung in Bereichen anzusehen, in denen es zu großen Temperaturschwankungen kommt.

Das Korrosionsverhalten der Druckgusslegierung mit Gusshaut ist besser als ohne Gusshaut. Für den praktischen Einsatz hat dies zur Folge, dass bevorzugt unbearbeitete Teile mit intakter Gusshaut eingesetzt werden sollten. Allerdings verhindert die Gusshaut nicht dauerhaft den Angriff von chloridionenhaltigen Lösungen, da sie keinen geschlossenen Passivfilm darstellt. Es kommt zur Kerbbildung. Als besonders kritisch sind lokale Verletzungen (durch mechanische Beschädigung) bzw. Bereiche, an denen die Gusshaut fehlt, anzusehen. Aufgrund der elektrochemischen Potentialdifferenz zwischen Gusshaut und blanker Legierung kommt es in chlorid- (z.B. Streusalz-) haltigen Lösungen zur

Kontaktkorrosion. Dies führt zu einem verstärkten korrosiven Angriff und zu schneller Entstehung von Kerben.

Als besonders kritisch sind Vorgänge der Schwingungsrisskorrosion zu sehen. Durch den gleichzeitigen korrosiven Angriff und die mechanische Ermüdung kommt es zu einer deutlichen Reduzierung der Lebensdauer. Die Verkürzung der Ermüdungslebensdauer ist wesentlich stärker als bei getrennter (aufeinanderfolgender) Korrosion und Ermüdung.

Verglichen mit der Standzeit an Luft wird durch statische mechanische Spannungen unterhalb der Streckgrenze in chloridhaltigen Lösungen keine Verkürzung der Standzeit festgestellt. Spannungen oberhalb der Streckgrenze führen durch Spannungsrisskorrosion zu einer deutlichen Verkürzung der Standzeit.

Als eine Möglichkeit des Schutzes wurde die kathodische Polarisation der Legierung untersucht. Eine Lebensdauerverlängerung kann mit einer Polarisation von $U = 50 \text{ mV}$ unterhalb des Ruhepotentials erreicht werden.

7 Zusammenfassung

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, qualitative und quantitative Informationen über die Umgebungseinflüsse auf die Ermüdungslebensdauer der Magnesiumdruckgusslegierung AZ91 hp, wie sie z.B. beim Einsatz im Automobil auftreten, bereitzustellen.

Die Literatur zum mechanischen Verhalten, zum Ermüdungsverhalten und zur Korrosion von Magnesiumlegierungen wird kritisch gesichtet. Die Angaben zu mechanischen Eigenschaften der Magnesiumlegierung AZ91 hp schwanken herstellungsbedingt stark. Ein Vergleich der einzelnen Ergebnisse ist nur bedingt möglich. Für industrielle Anwendungen im Automobilbau ist mit vielen Umgebungseinflüssen auf Bauteile zu rechnen, was die Untersuchung an einem System nötig macht. Es werden nur wenige Literaturstellen zur Schwingungsrissskorrosion an Magnesiumlegierungen gefunden. Es existieren wenige Ergebnisse zu Ermüdung bei hohen ($T > 100^\circ\text{C}$) Temperaturen und keine bei niedrigen ($T < 0^\circ\text{C}$). Die Rolle der Gusskorngröße bei der Korrosion von Magnesiumdruckgusslegierungen ist uneinheitlich, über den Einfluss bei Schwingungsrissskorrosion und reiner Ermüdung existieren keine Literaturstellen.

In den untersuchten, direkt gegossenen Ermüdungsproben (maximaler Durchmesser der Prüfstrecke $d = 6 \text{ mm}$) beträgt die maximale Porengröße $d_p = 45 \text{ }\mu\text{m}$. Die Poren sind ca. $1,5 \text{ mm}$ vom äußeren Rand angeordnet. In der Umlaufbiegeprüfung ($R = -1$) ergibt sich eine Dauerfestigkeit (mehr als 10^7 Lastwechsel) bei einer maximalen Spannungsamplitude von $\sigma_a = 100 \text{ MPa}$. Für Belastungszustände im Zug-Schwellbereich ($R = 0,1$) wurde eine maximale Oberspannung von $\sigma_{\max} = 100 \text{ MPa}$ ermittelt. Eine spanabhebende Bearbeitung der Oberfläche führt zu einer Erhöhung der maximal ertragbaren Spannungsamplitude auf $\sigma_a = 110 \text{ MPa}$. Dies liegt zum einen in der Verringerung der Oberflächenrauigkeit, zum anderen im Einbringen von Druckeigenspannungen in die Oberfläche durch Verformung der oberflächennahen Bereiche. Eine erhebliche Reduzierung der Ermüdungslebensdauer durch die vorhandene Oberflächenrauigkeiten und die Gussnähte konnte weder in der Umlaufbiege- noch in der Zug-Schwelluntersuchung nachgewiesen werden. Ermüdungsversuche an Umlaufbiegeproben aus dickwandigem Barrenmaterial ($100 \text{ mm} \cdot 15 \text{ mm} \cdot 20 \text{ mm}$) ergaben eine Dauerfestigkeit für eine Spannungsamplitude von $\sigma_a = 50 \text{ MPa}$, wobei die Streuung nahezu 100% beträgt. Als Rissursprung wurden Lunker ($d = 100 \text{ }\mu\text{m}$) identifiziert.

Bei einer Temperatur von $T = 150^\circ\text{C}$ wird die maximal ertragbare Oberspannung auf $\sigma_{\max} = 75 \text{ MPa}$ erniedrigt. Bei $T = -40^\circ\text{C}$ ist die Lebensdauer ebenfalls reduziert, die maximale Oberspannung beträgt $\sigma_{\max} = 65 \text{ MPa}$. Die Rauigkeit der Ermüdungsbruchflächen nimmt von $T = 150^\circ\text{C}$ über Raumtemperatur nach $T = -40^\circ\text{C}$ zu. Bei Ermüdung während des Durchlaufens von Temperaturzyklen (zwischen $T = -50^\circ\text{C}$, und $T = 160^\circ\text{C}$) beträgt die maximal ertragbare Oberspannung $\sigma_{\max} = 45 \text{ MPa}$.

Eine Vorkorrosion von 96 Stunden im Salzsprühnebel führt zu einer Erniedrigung der maximal ertragbaren Spannungsamplitude auf $\sigma_a = 60$ MPa. Wird die Oberfläche der Probe vor der Korrosion spanabhebend bearbeitet, fällt die maximal ertragbare Spannungsamplitude auf $\sigma_a = 55$ MPa. Durch kürzere Vorkorrosionszeiten sinkt die Ermüdungslebensdauer weniger stark ab. Eine Vorkorrosion von 96 Stunden führt bei Ermüdungsversuchen bei $T = -40^\circ\text{C}$ zu einer weiteren Verringerung der ertragbaren Oberspannung auf $\sigma_{\max} = 60$ MPa, bei $T = 150^\circ\text{C}$ reduziert sich die ertragbare Oberspannung auf $\sigma_{\max} = 65$ MPa. Als Rissursprung werden Korrosionskerben identifiziert.

Für die Magnesiumlegierung AZ91 hp wird keine Passivierung festgestellt. Das Ruhepotential für direkt gegossene Proben mit Gusshaut beträgt $U_R = -1350$ mV, Proben ohne Gusshaut besitzen ein Ruhepotential von $U_R = -1505$ mV. Durch eine zyklische mechanische Spannung verschiebt sich die Stromdichte-Potential-Kurve für Proben mit Gusshaut um 100 mV in kathodischer Richtung, für Proben ohne Gusshaut beträgt diese Verschiebung 30 mV. Das freie Korrosionspotential von Proben mit Gusshaut oszilliert mit gleicher Frequenz wie die mechanische Spannung, bei Proben ohne Gusshaut ist dies nicht feststellbar. Die Amplitude der Potentialschwankung ist von der Höhe der Oberspannung abhängig. Durch die Zugspannung bilden sich Risse in der schützenden Gusshaut, frische Metalloberfläche wird freigelegt und es bildet sich eine galvanische Zelle aus. Im Riss kommt es zu einem Korrosionsangriff der Magnesiummatrix.

Die Magnesiumlegierung AZ91 ist anfällig für Schwingungsrissskorrosion. Die Lebensdauer ist niedriger, verglichen mit Proben im vorkorrodierten Zustand. Eine Dauerfestigkeit wird nicht ermittelt. Für mehr als 10^6 Lastwechsel beträgt die maximale Oberspannung $\sigma_{\max} = 40$ MPa für Proben mit Gusshaut. Für Proben ohne Gusshaut wurde bei $\sigma_{\max} = 40$ MPa Oberspannung noch kein Durchläufer gefunden. Die zum Bruch führenden Lochfraßstellen sind statistisch auf der Prüffläche verteilt. Kerbbildung und die aktive Auflösung des Magnesiums im Lochgrund führen zur Reduzierung der Lebensdauer.

Die Gusshaut stellt einen nicht vollständig geschlossenen Passivfilm dar. Eine Schutzfunktion besteht durch ein aluminiumreiches Oxid dennoch, sowohl bei reiner Korrosion als auch bei Schwingungsrissskorrosion.

8 Literaturverzeichnis

- Aghion, E.; Bronfin, B. (1997). The correlation between the microstructure and properties of structural magnesium alloys in ingot form. *Third International Magnesium Conference*. London: Institute of Materials, 128-134.
- Alves, H.; Köster, U.; Eliezer, D. (2000). Environmental behavior of Mg alloys. *Proc. Second Israeli International Conference on Magnesium Science and Technology*, 347-355.
- ASM Handbook (1996). *Fatigue and Fracture*. 10th Ed., Vol. 19, ASM, Materials Park, Ohio.
- ASM Metals Handbook (1979). *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals*. 9th Ed., Vol. 2, ASM, Materials Park, Ohio.
- ASM Specialty Handbook (1999). *Magnesium and Magnesium Alloys*. ASM Materials Park, Ohio.
- ASTM Metals Handbook (1987). Corrosion of magnesium and magnesium alloys. Vol. 13, *Corrosion*, ASTM Philadelphia 740-754.
- Aune T. K.; Westengen H. (1995). Property update on magnesium die casting alloys. *SAE Tech. Pap. Ser.* 950424.
- Aune, T. K.; Ruden, T. J. (1992). High temperature properties of magnesium die casting alloys. *SAE Tech. Pap. Ser.* 920070.
- Baliga, C. B.; Tsakiroopoulos, P. (1991). The structure and morphology of corrosion products formed on the surfaces of rapidly solidified Mg-3.5 Al alloy. *Mater. Sci. Eng.*, A134, 1029-1032.
- Beck, A. (1993). *Magnesium und seine Legierungen*. Berlin: Springer.
- Behncke, H.-H. (1993). Bestimmung der Universalhärte und anderer Kennwerte an dünnen Schichten, insbesondere Hartstoffschichten. *Härtereitechn. Mitt.* 48 (5) 3-10.
- Bergmann W. (1989). *Werkstofftechnik, Teil 1: Grundlagen*. München: Carl Hanser Verlag.
- Beste, A.; Lipowsky, H.; Mayer, H.; Tschegg, S.; Kotte, K. L.; Pannkoke, K. (1998). Mechanical properties of magnesium low-pressure permanent mould casting AZ 91 under various conditions. Mordike, B. L.; Kainer, K. U. (Eds.), *Magnesium Alloys and their Applications*. Frankfurt: Werkstoffinformationsgesellschaft, 253-258.
- Brown, D.J. (1954). *M.Sc. Thesis*. Cambridge.

- Buch, F. ; Mordike, B.L. (1998). Microstructure, mechanical properties and creep resistance of binary and more complex magnesium scandium alloys. Mordike, B. L.; Kainer, K. U. (Eds.), *Magnesium Alloy and Their Applications*. Frankfurt Werkstoffinformationsgesellschaft.
- Bühler, K. (1990). Korrosion und Korrosionsschutz von Magnesiumlegierungen. *Metall*, 44, 748-753.
- Busk, R.S. (1987). *Magnesium Products Design*. New York, Basel: Marcel Dekker.
- Chen, F. C.; Jones, J. W.; McGinn, T. A.; Kearns, J. E.; Nielsen, A. J.; Allison, J. E. (1997). Bolt-load retention and creep of die-cast magnesium alloys, *SAE Techn. Pap. Ser.*, 970325.
- Dargusch, M. S.; Dunlop, G. L.; Pettersen, K. (1998). Elevated temperature creep and microstructure of die cast Mg-Al alloys. Mordike, B. L.; Kainer, K. U.(Eds.), *Magnesium Alloys and Their Applications*. Frankfurt: Werkstoffinformationsgesellschaft, 277-282.
- Dargusch, M.; Hias, M.; Caceres, C. H.; Dunlop, G. L. (1997). Elevated temperature deformation of die cast Mg alloy AZ91 D. Lorimer G.W. (Ed.), *Proc. 3rd Int. Magnesium Conf.*. London: The Institute of Materials, 152-165.
- Detert, K.; Lenczowski, B. (1993). Das Verhalten von Mikrorissen bei der Wechselbeanspruchung. *Z. Metallkunde*, 84, 307-312.
- DIN 50021 (1988). *Salznebelprüfungen mit verschiedenen Natriumchlorid-Lösungen*. Berlin: Beuth-Verlag.
- DIN 50905 Teil 4 (1987). *Korrosionsuntersuchungen*. Berlin: Beuth Verlag.
- DIN EN ISO 8044 (1999). *Korrosion von Metallen und Legierungen – Grundbegriffe und Definitionen*. Berlin: Beuth Verlag.
- Eliezer, A.; Abramov, E.; Gutmann, E.M. (1997). Mechanochemical behavior and plasticity of Mg-Al alloys. Aghion E.; Eliezer, D. (Eds.), *Proc. First Israeli International Conference on Magnesium Science and Technology*. Israel: Magnesium Research Institute, 192-201.
- Eliezer, A.; Gutmann, E. M.; Abramov, E.; Unigovski, Y.; Agvi, G.; Aghion, E. (2000). Dynamic and static corrosion fatigue of magnesium alloys in electrolytic environment. Aghion E.; Eliezer, D. (Eds.), *Proc. Second Israeli International Conference on Magnesium Science and Technology*. Israel: Magnesium Research Institute, 356-362.
- Eliezer, A.; Gutmann, E.M.; Abramov, E.; Aghion E. (1998). Corrosion Fatigue and Mechanochemical Behavior of Magnesium Alloys. *Corr. Rev.*, 16 (1-2), 1-26.
- Emley, E.F. (1966). *Principles of Magnesium Technology*. Oxford: Pergamon Press.

- Fink R. (2000). Druckgießen von Magnesium. Kainer K. U. (Hrsg.), *Magnesium, Eigenschaften, Anwendungen, Potentiale*. Weinheim: Wiley-VCH.
- Gellings, P.J. (1976). *Korrosion und Korrosionsschutz von Metallen*. München, Wien: Carl Hanser Verlag.
- Gjestland, H.; Nussbaum, G.; Regazzoni, G.; Lohne, O.; Bauger, O. (1991). Stressrelaxation and creep behaviour of some rapidly solidified magnesium alloys. *Mat Sci. Eng.* A134, 1197-1200.
- Grabert, H. (1979). *Magnesium – das leichte Leichtmetall*. Berlin: VEB Verlag Technik.
- Grinberg, N.; Serdyuk, V.; Ostapenko, I. (1978). Fatigue life and fatigue-fracture toughness of certain magnesium alloys in air and vacuum. *A.S. Soviet Materials Science*, 420-424.
- Gutmann, E. M.; Unigovski, Y.; Levkovich, M.; Koren, Z.; Aghion, E.; Dangur, M. (1997). Influence of technological parameters of permanent mold casting and die casting on creep and strength of Mg alloy AZ91D. *Mat. Sci. Eng.* A234-236, 880-883.
- Haferkamp, H.; Kaese, V.; Niemayer, M.; Tan Tai, P.; Bußmann, M.; Möhwald, K.; Schreckenberger, H. (2000). *Magnesiumkorrosion – Prozesse, Schutz von Anode und Kathode in modernen Beschichtungsverfahren*. Weinheim: Wiley-VCH.
- Haferkamp, H.; Kaese, V.; Niemeyer, M.; Tan Tai, P. (1998). Corrosion of Al- or Ca- alloyed MgLi-alloys in gaseous and aqueous media. Mordike, B. L.; Kainer, K. U.(Eds.), *Magnesium Alloys and Their Applications*. Frankfurt: Werkstoffinformationsgesellschaft, 574-580.
- Hanawalt, J. D.; Nelson, C. E (1942). Corrosion studies of magnesium and its alloys. *Trans. Am. Inst. Mining Met. Eng.* 147, 273-299.
- Heitz, E.; Henkhaus, R.; Rahmel, A. (1983). *Korrosionskunde im Experiment*. Weinheim: Verlag Chemie.
- Hertzberg, R., W. (1989). *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, Third Edition*. New York: John Wiley & Sons, Inc.
- Hillis, J. E.; Shook, S. O. (1998). Composition and performance of an improved magnesium AS 41 alloy. *SAE Tech. Pap. Ser.*, 890205.
- Hillis; J. E. (1993). The effect of heavy metal contamination on magnesium corrosion performance. *SAE Tech. Pap. Ser.*, 830523.
- Hillis; J. E.; Reichek, K. N. (1986). High purity magnesium AM 60 alloy: the critical contamination limits and the salt water corrosion performance. *SAE Tech. Pap. Ser.* 860288.

- Hoey, G. R.; Cohen, M. (1958). *J. Electrochem. Soc.*, 105, 245-249
- Holta, O.; Westengen, H.; Roen, J. (1996). High purity magnesium die casting alloys: Impact of metallurgical principles on industrial practice. Lorimer, G. W. (Ed.), *Proc. Third International Magnesium Conference*. London: Institute of Materials London, 75-87.
- Huber, K. (1953). *J. Electrochem. Soc.*, 100, 376-382.
- Human, A. M. (1994). *The Corrosion of Tungsten Carbide Based Cemented Carbides*. Dissertation, Technische Universität Darmstadt.
- Juchmann, P. (1999). *Beitrag zur technologischen Eigenschaftserweiterung von Magnesium- Werkstoffen durch Lithium*. Dissertation, Universität Hannover.
- Kaesche, H. (1990). *Die Korrosion der Metalle* (3. Auflage). Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag.
- Kaese, V.; Niemeyer, M.; Tan Tai, P.; Röttger, J (1999). Korrosionsschützendes Legieren von Magnesiumbasiswerkstoffen, Teil I: Dynamische Alkalisierung der Grenzschicht – Tertiäre Legierungssysteme. *Materials and Corrosion* 50 (4).
- Kainer K. U; von Buch, F. (2000). Stand der Technik und Entwicklungspotentiale für Magnesiumanwendungen. Kainer K. U. (Hrsg.), *Magnesium, Eigenschaften, Anwendungen, Potentiale*. Weinheim: Wiley-VCH, 1-24.
- Kainer, K. U.; Böhm, E.; Preßgießen (Squeeze-Casting) von Magnesium-Legierungen, *VDI-Berichte* Nr. 1235. Düsseldorf: VDI Verlag.
- King, J.F. (1998). Development of magnesium diecasting alloys. Mordike, B. L.; Kainer, K. U.(Eds.), *Magnesium Alloys and Their Applications* . Frankfurt: Werkstoffinformationsgesellschaft, 191-195.
- Kobayashi, Y.; Sibusawa, T.; Ishikawa, K. (1997). Fatigue crack propagation behavior of magnesium-aluminium alloy in air and argon. *Mat. Sci. Eng. A* 234-36, 220-222.
- Koch R. (1998). *Das Korrosionsverhalten von formschlüssigen Verbindungen der Magnesiumlegierungen AZ91 und AM50 mit Aluminium*. Diplomarbeit, FB Materialwissenschaft, Technische Universität Darmstadt.
- Kravchenko P. Y. (1964). *Fatigue Resistance*. Oxford, London, New York, Paris: Pergamon Press.
- Kriegel, T.; Schnattinger, H. (1998). Entwicklungszeiten verkürzen. *Materialprüfung*, 40, 235-239.
- Loose, W. S. (1946). Pidgeon, L. M., Mathes, J.C., Woldmen N.E. (Eds.), *Corrosion and Protection of Magnesium*. Ohio: ASM, Materials Park, 173–260

- Lövold, K. (1977). Transient creep in prepressure die cast magnesium alloys. *Z. Metallkde.*, 67, 514-517.
- Lunder, O.; Aune, T. Kr.; Nisancioglu, K. (1987). Effect of Mn additions on the corrosion behavior of mould-cast magnesium ASTM AZ 91. *Corrosion*, 43; 291-295.
- Lunder, O.; Lein, J. E.; Hesjevik, S. M.; Aune, T. Kr.; Nisancioglu, K. (1994). Corrosion morphologies on magnesium alloy AZ 91. *Werkstoffe und Korrosion*, 45, 331-340.
- Lunder, O.; Lein, J.E.; Aune, T.Kr.; Nisancioglu, K. (1989). The role of $Mg_{17}Al_{12}$ phase in the corrosion behaviour of Mg alloy AZ91. *Corrosion*, 45, 741-748.
- Lunder, O.; Nisancioglu, K.; Hansen, R. S. (1993). Corrosion of die cast magnesium – aluminium alloys. *SAE Tech. Pap. Ser.*, 930755.
- Makar, G. L.; Kruger, J. (1993). Corrosion of magnesium. *Int. Mater. Rev.*, 38, 138-153.
- Makar, G. L.; Kruger, J.; Joshi, A. (1998). The effect of alloying elements on the corrosion resistance of rapidly solidified magnesium alloys. Paris, H. G., Hunt, W.H. (Hrsg), *Advances in Magnesium Alloys and Composites*. TMS, 105-121.
- Makar, G. L.; Kruger, K. (1990). Corrosion studies of rapidly solidified magnesium Alloys. *J. Electrochem. Soc.*, 137, 414-421.
- Makar, G.L. (1993). Corrosion of Magnesium. *Int. Mater. Rev.*, 38, 138-153.
- Mattig A.; Jacoby G. (1962). Die Zerstörung metallischer Werkstoffe bei Schwingbeanspruchung in der Fraktographie. *Aluminium*, 38, 654-661.
- Mayer, H.; Lipowsky, H.; Papakyriacou, M.; Rösch, R.; Stich, A.; Stanzl – Tschegg, S. E. (1999). Fatigue properties of die cast magnesium alloys. *Fatigue Fracture Engin. Mater. Struct.*, 22, 591-599.
- Mayer, H.; Lipowsky, H.; Zettl, B.; Papakyriacou, M. (1997). Fatigue properties of high pressure die cast magnesium alloys. *Proc. First International Conference on Magnesium Science Technology*. London: The Institute of Materials, 145-150.
- Mayer, H.; Papakyriacou, M.; Stanzl-Tschegg, S.; Tschegg, E.; Zettl, B.; Lipowsky, H.; Rösch, R. (1999). Korrosionsermüdung von Aluminium- und Magnesium- Gusslegierungen. *Materials and Corrosion*, 50, 81-89.
- Mayer, H.; Tschegg, S.E.; Rösch, R. (1998). Korrosionsermüdung verschiedener Aluminium- und Magnesiumlegierungen. *Proc. DVM-Tag*. Deutscher Verband für Materialforschung und –prüfung e. V., 219-236.
- Mercer W. E.; Hillis, J. E. (1992). The critical contamination limits and salt water

- corrosion performance of magnesium AE 42 alloy. *SAE Tech. Pap. Ser.*, 920073.
- Miller, W. K. (1991). Creep of die cast AZ91 magnesium at room temperature and low stress. *Met. Trans.*, A 22A, 873-877.
- Mitrovic-Scepanovic, V. (1992). Localised corrosion initiation on magnesium alloys. *Corrosion*, 48, 125-238.
- Mordike, B. L.; Lukac, P. (1997). Creep behaviour of magnesium alloys produced by different techniques. Lorimer G. W. (Hrsg.), *Proc. Third Int. Magnesium Conference*. London: The Institute of Materials, 419-429.
- Müller, C.; Tertsch, S.; Exner, H. E.; Wagner, L. (1999). Influence of silicide precipitates on microstructure and fatigue of TIMETAL 1100. Mughrabi, H.; Gottstein, G.; Mecking, H.; Riedel, H.; Tobolsky, J. (Eds.), *Microstructure and Mechanical Properties of Metallic High-Temperature Materials*. Weinheim: Wiley-VCH, 134-143.
- Müller, C.; Tertsch, S. (1999). Influence of loading frequency on fatigue life of TIMETAL 1100. Mughrabi, H.; Gottstein, G.; Mecking, H.; Riedel, H.; Tobolsky, J. (Eds.), *Microstructure and Mechanical Properties of Metallic High-Temperature Materials*. Weinheim: Wiley-VCH, 122-133.
- Murray, R. W.; Hillis, J. E. (1990). Magnesium finishing. *SAE Tech. Pap. Ser.*, 900791.
- Nazarov, A. (1993). Anodic dissolution and autodissolution of magnesium in the presence of depassivators. *Protection of Metals*, 29, 525-535.
- Nisancioglu, K.; Lunder, O.; Aune, T. K. (1990). Corrosion mechanism of AZ91 magnesium alloy. *Proc. of 47th World Magnesium Association*. London: Insitute of Materials, 43-50.
- Nordlien, J. H.; Nisancioglu, K. (1995). Chemical composition of naturally formed oxide on MgAl alloys. *European Federation of Corrosion Publications 12*. London: Insitute of Materials, 41- 45.
- Nordlien, J. H.; Nisancioglu, K.; Ono, S.; Masuko, N. (1997). Morphologie and structure of oxide films on magnesium by exposure to air and water. *J.Electrochem. Soc.*, 144, 461-478.
- Olsen, A.L.(1987). Designing galvanic corrosion out of magnesium drivetrain components. *SAE Tech. Pap. Ser.*, 870364.
- Papschew, D. D. (1961). Der Einfluß der Restspannungen auf die Schwingungsfestigkeit von Stahlhülsen. *Werkstatt und Betrieb*, 94, 733-734.
- Petzow, G.; Effenberg, G.; Aldinger, F. (1994). Phasendiagramm Al-Mg-Mn. *Ternary Alloys* (Vol. 6). Weinheim: VCH Verlagsgesellschaft.

- Philibert, J.; Vignes, A.; Bréchet, Y.; Combrade, P. (1998). *Métallurgie*. Paris: Masson.
- Pourbaix, M. (1974). *Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous Solutions*, Second English Edition. Houston: National Association of Corrosion Engineers.
- prEN 1753 (1997). *Magnesium and Magnesium Alloys*. Schlußentwurf zum Normvorhaben EN1753. Berlin: Beuth Verlag.
- Radaj, D. (1995). *Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Leichtbau, Maschinen- und Stahlbau*. Berlin: Springer Verlag.
- Regener, D.; Schick, E.; Wagner, I. (1999). Bruchverhalten von Magnesium-Druckgußlegierungen. *DVM-Bericht*, 231, 307-316.
- Regev, M.; Aghion, E.; Rosen, A. (1997). Creep studies of AZ91D pressure die casting. *Mat. Sci. Eng. A234-236*, 123-126.
- Reichek, K. N.; Clark, K. J.; Hillis, J. E. (1985). Controlling the salt water corrosion performance of magnesium AZ91 alloy. *SAE Tech. Pap. Ser.*, 850417.
- Reinhard, G. (1985). *Aktiver Korrosionsschutz in wässrigen Medien*. Renningen-Malmsheim: Expert Verlag.
- Robinson, J. L.; King, P. F. (1961). *J. Electrochem. Soc.*, 36, 108-115.
- Schick, E.; Regener D.; Wagner, I. (2000). Gefüge von Magnesiumlegierungen in Abhängigkeit von Herstellung und Behandlung. *Prakt. Metallogr.*, 37, 435-451.
- Schindelbacher, G.; Rösch, R. (1998). Mechanical properties of magnesium die casting alloys at elevated temperature in dependence of wall thickness. Mordike, B. L.; Kainer, K. U. (Eds.), *Magnesium Alloys and their applications*. Frankfurt: Werkstoffinformationsgesellschaft, 247-252.
- Schreck, K. (1998). Corrosion prevention of structure parts produced from Mg-alloys and the experience by use in aircraft. Mordike, B. L.; Kainer, K. U. (Eds.), *Magnesium Alloys and Their Applications*. Frankfurt: Werkstoffinformationsgesellschaft, 619-624.
- Schwalbe K.-H. (1980). *Bruchmechanik metallischer Werkstoffe*. München: Carl Hanser Verlag.
- Senf J. (2000). *Untersuchung und Beschreibung von Magnesiumdruckgußlegierungen unter tribologischer, korrosiver und mechanisch-korrosiver Beanspruchung*. Dissertation, Technische Universität Darmstadt.
- Sharma, A.K.; Uma Rani, R.; Malek, A.; Acharya, K.S.N.; Muddu, M.; Kumar, S. (1996). Black anodising of a magnesium lithium alloy. *Metal Finishing*, 475-482.

- Song, G.; Atrens, A. (1999). Corrosion mechanisms of magnesium alloys. *Advanced Engineering Materials*, 1, 11-33.
- Song, G.; Atrens, A. (1998). Corrosion behavior of skin layer and interior of diecast AZ 91 D. Mordike, B. L.; Kainer, K. U. (Eds.), *Magnesium Alloys and their Applications*. Frankfurt: Werkstoffinformationsgesellschaft, 415-419.
- Song, G.; Atrens, A.; Dargusch, M. (1999). Influence of microstructure on the corrosion of die cast AZ91D. *Corr. Sci.*, 41, 249-273.
- Song, G.; Atrens, A.; Wu, X.; Bo, Z.; Zhang, B. (1998). Corrosion behaviour of AZ21, AZ501 and AZ91 in sodium chloride. *Corr. Sci.*, 40, 1769-1791.
- Spähn H. (1962). Zur Schwingungsrißkorrosion metallischer Werkstoffe (V). Elektrochemische Vorgänge bei der Schwingungsrißkorrosion von Stählen. *Metalloberfläche*, 16, 335-340.
- Spähn H.; Fäßler, K. (1967). Kontaktkorrosion im Maschinen- und Apparatebau. *Der Maschinenschaden*, 40, 81-89.
- Späth, W. (1955). *Fließ und Kriechen der Metalle*. Berlin-Grunewald: Metall-Verlag GmbH.
- Speckhardt H. (1967). *Über den Einfluß spangebender und elektrochemischer Bearbeitung auf das Verhalten einiger Stähle unter mechanischer und chemischer Beanspruchung*. Dissertation, Technische Universität Darmstadt.
- Speckhardt, H. (1998). Korrosion und Korrosionsschutz von Metallen. *Dubbel* (19. Auflage). Berlin: Springer Verlag, E85 – E96.
- Speidel, M.O.; Blackburn, M.J.; Beck, T.R.; Feeny, J.A. (1972). Corrosion fatigue and stress corrosion crack growth in high-strength aluminium alloys magnesium alloys and titanium alloys exposed to aqueous solutions. *Corrosion Fatigue*, 324-345.
- Steinberg I. S. (1960). Hardening by tuning shafts subject to fatigue stressing. *Westnik maschinostroenija* 40 (10), 34-35. Übers: *Russ. Engineering J.* 10, 25-26.
- Stephens, R. I.; Schrader, C.D.; Goodenberger, D.L. (1993). Corrosion fatigue and stress corrosion cracking of AZ91E-T6 cast magnesium alloy in 3,5% NaCl-solution. *SAE Tech. Pap. Ser.*, 930417.
- Stephens, R. I., Schrader, C. D., Lease, K. B. (1995). Corrosion fatigue of AZ91 E-T6 cast magnesium alloy in a 3,5 percent NaCl aqueous environment. *J. Eng. Mater. Tech.* 117, 293-298.
- Summan, C. (1991). Creep of diecast magnesium alloys AZ91 D and AM60 B. *SAE Tech. Pap. Ser.*, 910416.

- Threadgill, P. L.; Mordike, B. L. (1976). Creep mechanisms in a Mg- Al- Zn alloy, *Proc. 4th Int. Conf. Strength Metals & Alloys*, 3, 1389-1392.
- Turnold, R.; Holtan, H.; Hagg Berfe, M.-B.; Lasson, A.; Steen-Hansen, R. (1977). *Corr. Sci.*, 17, 353-374.
- Wang, Y. (1997). *Beitrag zur Verbesserung korrosiver Eigenschaften superleichter Magnesium-Lithium-Basislegierungen*. Dissertation, Universität Hannover.
- Weiler, W. W. (1990). *Härteprüfung an Metallen und Kunststoffen*. Ehmingen: Expert Verlag.
- Witt, M.; Pötter, K.; Zenner, H.; Sponheim, K.; Heuler, P. (2000). Fatigue strenth of cast aluminium and magnesium chassis parts. *Proc. Second Israeli International Conference on Magnesium Science and Technology*. Israel: Magnesium Research Institute, 263-275.

9 Anhang

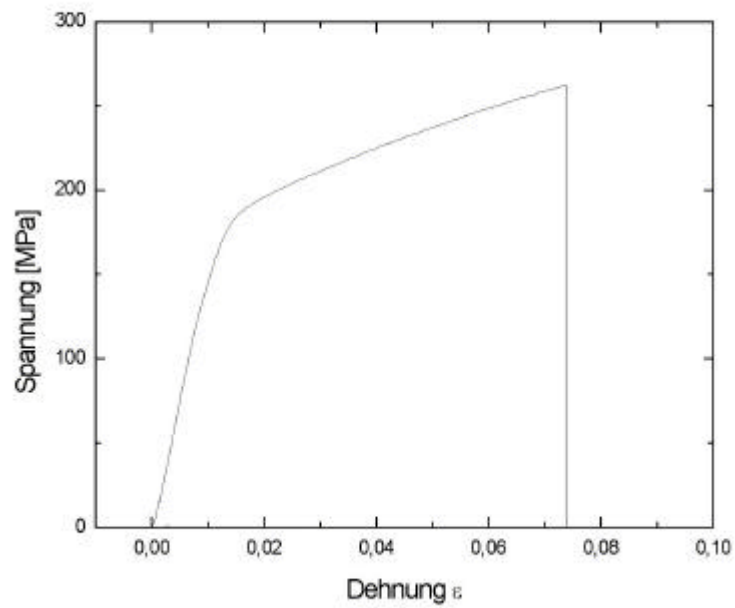


Abbildung 9.1 Spannungs-Dehnungs-Diagramm des Zugversuchs bei -40°C .

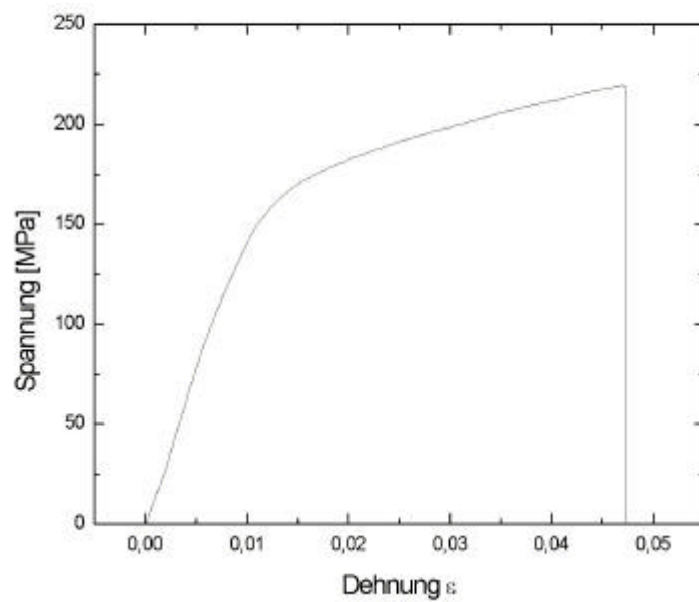


Abbildung 9.2 Spannungs-Dehnungs-Diagramm des Zugversuchs bei Raumtemperatur.

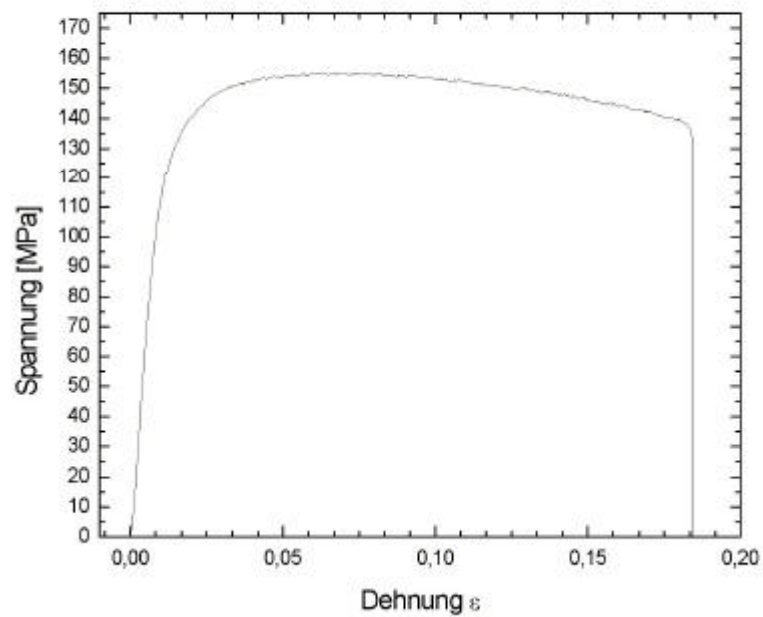


Abbildung 9.3

Spannungs-Dehnungs-Diagramm des Zugversuchs bei 150°C.

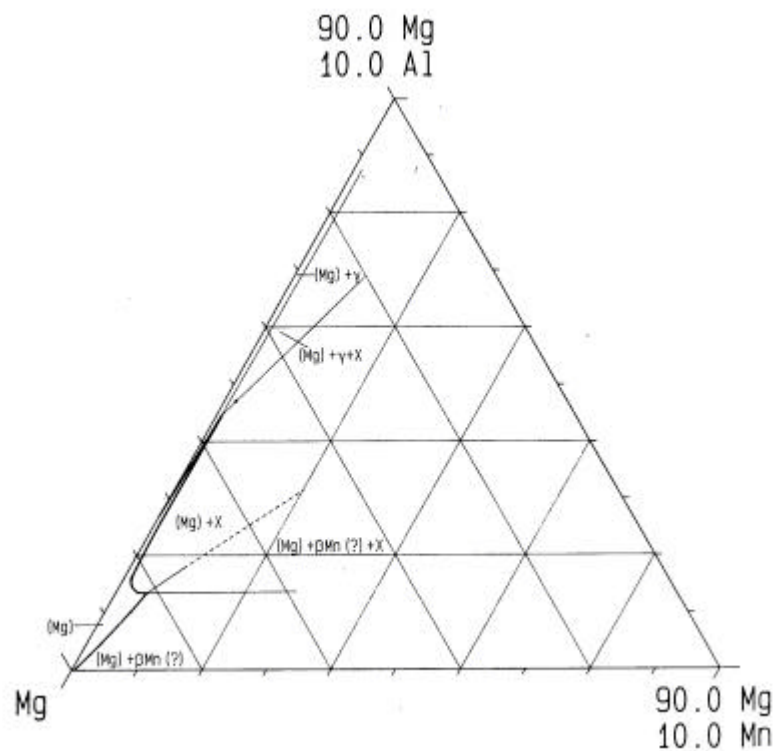


Abbildung 9.4

Isothermer Schnitt der Mg-Ecke bei 200°C des Al-Mg-Mn-Systems, x ist eine binäre Al-Mn Phase, γ ist die intermetallische Phase $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, nach Petzow et al. (1994).

Kurzbuchstabe	Legierungselement	Kurzbuchstabe	Legierungselement
A	Aluminium	N	Nickel
B	Wismut	P	Blei
C	Kupfer	Q	Silber
D	Cadmium	R	Chrom
E	Seltene Erden	S	Silizium
F	Eisen	T	Zinn
K	Zirkonium	W	Yttrium
L	Lithium	Y	Antimon
M	Mangan	Z	Zink

Tabelle 9.1

ASTM-Kurzbezeichnung für die Legierungselemente des Magnesiums.

a	Risstiefe
A	Bruchdehnung
d	Probendurchmesser
d _p	Porendurchmesser
ε	Dehnung
dε/dt	Dehngeschwindigkeit
ESMA	Elektronenstrahlmikroanalyse
f	Ermüdungsfrequenz
HCF	High Cycle Fatigue
HV	Vickers Härte
K _{IC}	Bruchzähigkeit
l	Länge der Prüfstrecke
ΔL	Längenänderung
LCF	Low Cycle Fatigue
n	Spannungsexponent
Q	Aktivierungsenergie
R	Spannungsverhältnis
R _{p0,2}	0,2% Streckgrenze
REM	Rasterelektronenmikroskop
σ	Spannung
σ _a	Spannungsamplitude
σ _{max}	Oberspannung
σ _z	Zugspannung
SCE	Saturated Calomel Electrode
T	Versuchstemperatur
U	Potential
ΔU	Potentialänderung
U _G	Gleichgewichtspotential
U _n	Normalpotential
U _R	Ruhepotential bzw. freies Korrosionspotential
U _s	Startpotential
w	Massenanteil

Tabelle 9.2

Verzeichnis der verwendeten Symbole und Abkürzungen

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand von Dezember 1998 bis Oktober 2001 im Rahmen einer Kooperation der Technischen Universität Darmstadt und der Adam Opel AG, Rüsselsheim. Sie wurde während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter im Fachbereich Material- und Geowissenschaften, Fachgebiet Physikalische Metallkunde der Technischen Universität Darmstadt angefertigt.

Ich danke

an der Technischen Universität Darmstadt

Herrn Prof. Dr. H. E. Exner, und Herrn Dr. C. Müller für die Betreuung und die stets angeregten Diskussionen der Ergebnisse und deren Interpretation,
Herrn Prof. Dr. W. Jaegermann für die freundliche Übernahme des Mitberichts und seine Anregungen zur Verbesserung der schriftlichen Fassung,
Herrn Prof. Dr. H. Speckhardt für die Hilfe bei der Diskussion der Korrosionsergebnisse,
sowie allen Mitarbeitern des Fachgebiets Physikalische Metallkunde für die angenehme Zusammenarbeit,

bei der Adam Opel AG

Herrn G. H. Deinzer für die Möglichkeit, diese Arbeit in Zusammenarbeit mit der Adam Opel AG durchzuführen,
allen Mitarbeitern des ITDC, die mich immer sehr zuvorkommend behandelten,
und

an der University of New South Wales in Sydney, Australien

Herrn Dr. M. Hoffman für die Betreuung und Diskussion der Ergebnisse bei der Durchführung der Temperaturversuche,
sowie allen Mitarbeitern und Doktoranden, die mich immer freundlich und zuvorkommend unterstützten.

Lebenslauf

Ralf Koch
Im Friedrichsee 15a
64521 Groß-Gerau
Geboren am 17.07.1970 in Groß-Gerau

1977 - 1981	Grundschule im Groß-Gerau
1981 - 1983	Förderstufe in Groß-Gerau
1983 – 1990	Gymnasium in Groß-Gerau
1990	Abschluss: Abitur
1990 -1993	Ausbildung zum Chemielaborant, Hoechst AG, Frankfurt
1993	Abschlussprüfung zum Chemielaborant
1993 – 1998	Studium der Materialwissenschaft an der TU Darmstadt
1998	Abschluss: Diplom-Ingenieur
1998 - 2001	Wissenschaftlicher Mitarbeiter an der TU Darmstadt Fachbereich Material- und Geowissenschaften Fachgebiet Physikalische Metallkunde
Seit 2001	Projektingenieur, TRW Automotive Safety Systems GmbH & Co. KG, Aschaffenburg

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre hiermit an Eides Statt, dass ich die vorliegende Dissertation selbständig und nur mit den angegebenen Hilfsmitteln erstellt habe.

Darmstadt, den 12.02. 2002

Ralf Koch